



IV Международная Конференция
«Деформация и Разрушение Материалов и
Наноматериалов»

СБОРНИК МАТЕРИАЛОВ

The Fourth International Conference
«Deformation & Fracture of Materials and Nanomaterials»

CONFERENCE PROCEEDINGS

DFMN -2011

**25-28 октября 2011 г.
Москва, ИМЕТ РАН**

УДК 669.017
ББК 34.2
Д 39

Д 39 IV международная конференция «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов». Москва. 25-28 октября 2011 г./ Сборник материалов. – М: ИМЕТ РАН, 2011, 993 с.

ISBN 978-5-4253-0244-1

Организаторы конференции:

- Российская Академия наук
- Министерство образования и науки Российской Федерации
- Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН
- Корпорация INSTRON (ООО "Новатест")
- Межгосударственный координационный совет по физике прочности и пластичности
- Журнал «Деформация и разрушение материалов»

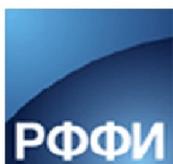
Конференция поддержана РФФИ: грант 11-08-06079-г

Материалы публикуются в авторской редакции.

Сборник материалов доступен на сайте <http://www.imetran.ru>



МИНИСТЕРСТВО
ОБРАЗОВАНИЯ
И НАУКИ
РОССИЙСКОЙ
ФЕДЕРАЦИИ



МКС
по физике прочности и
пластичности

ИМЕТ РАН

ISBN 978-5-4253-0244-1



9 785425 302441 >

© ИМЕТ РАН 2011



Электромеханические
испытательные машины с нагрузками
от 500Н до 600кН



Гидравлические испытательные
машины с нагрузками
от 150кН до 10МН



www.instron.ru | www.novatest.ru | info@novatest.ru | (495) 788-55-23



Испытательные машины для
усталостных испытаний с нагрузками
от 1кН до 10МН



Копры маятниковые для испытаний
на удар с энергиями
от 5Дж до 750Дж

ОРГАНИЗАЦИОННЫЙ КОМИТЕТ

Председатель оргкомитета: академик РАН О.А. Банных (ИМЕТ РАН, Россия).

Сопредседатель: Dr. D. Bailey (Instron, Великобритания)

Заместители председателя: А.М. Глезер (ЦНИИчермет им. И.П.Бардина, Россия), А.Г. Колмаков (ИМЕТ РАН, Россия)

Члены оргкомитета:

В.П. Алехин (Московский ГИУ, Россия)
М.И. Алымов (чл.-корр. РАН, ИМЕТ РАН, Россия)
В.И. Альшиц (ИК РАН, Россия)
С.М. Баринов (чл.-корр. РАН, ИМЕТ РАН, Россия)
В.И. Бетехтин (ФТИ РАН, С-Пб., Россия)
В.М. Блинов (ИМЕТ РАН, Россия)
Л.Р. Ботвина (ИМЕТ РАН, Россия)
В.М. Бузник (академикРАН, ИМЕТ РАН, Россия)
П.А. Витязь (академик НАН, Президиум НАН, Беларусь)
R. Gadow (Universitat Stuttgart, Германия)
С.А. Герасимов (МГТУ им. Н.Э.Баумана, Россия)
V.V. Gerov (Instron, Великобритания)
Ю.И. Головин (Тамбовский ГУ, Россия)
К.В. Григорович (чл.-корр. РАН, ИМЕТ РАН, Россия)
Ф.В. Гречников (чл.-корр. РАН, Самарский ГАУ, Россия)
В.Е. Громов (СибГИУ, Новокузнецк, Россия)
С.В. Добаткин (ИМЕТ РАН, Россия)
А.В. Дуб (ГНЦ РФ ОАО НПО "ЦНИИТМАШ", Россия)
В.Т. Заболотный (ИМЕТ РАН, Россия)
В.М. Иевлев (акад. РАН, Воронежский ГУ, Россия)
А.А. Ильин (акад. РАН, МАТИ, Россия)
А.Ф. Ильюшенко (чл.-корр. НАН, ГНПО "ПМ"НАН, Беларусь)
Е.Н. Каблов (академик РАН, ФГУП ГНЦ ВИАМ, Россия)
Б.А. Калинин (МИФИ, Россия)
М.И. Карпов (чл.-корр.РАН, ИФТТ РАН, Россия)
Г.В. Клевцов (Оренбургский ГУ, Россия)
С.А. Клименко (ИСМ им. В.Н. Бакуля НАН, Украина)
С.А. Катречко (Институт металлофизики НАН, Украина)
Э.В. Козлов (ТГАСУ, Томск, Россия)
Ю.Р. Колобов (Бел.ГУ, Белгород, Россия)
М.М. Кристалл (Тольяттинский ГУ, Тольятти, Россия)
Л.М. Лобанов (академик НАНУ, ИЭС им.Е.О.Патона, Украина)
Г.М. Луковкин (МГУ им. М.В. Ломоносова, Россия)
P. Lukasc (Институт физики металлов, Брно, Чехия)
В.И. Лысак (Волгоградский ГТУ, Россия)
I. McEnteggart (Instron, Великобритания)
С.Т. Милейко (ИФТТ РАН, Черноголовка, Россия)
Ю.В. Мильман (чл.-корр. НАНУ, ИПМ, Украина)
В.И. Моисеенко (ИНДмаш НАН, Беларусь)
Н.Ф. Морозов (академик РАН, С-Пб. ГУ, Россия)
H. Mughrabi (Universität Erlangen-Nürnberg, Германия)
М.М. Мышляев (ИМЕТ РАН, Россия)
С.А. Никулин (МИСиС, Россия)
П.Д. Одесский (ЦНИИ строительных конструкций, Россия)
А.С. Орыщенко (ЦНИИ КМ «Прометей», С.-Пб., Россия)
В.Е. Панин (академик РАН, ИФПМ СО РАН, Россия)
В.В. Перевезенцев (ИМАШ, Нижний Новгород, Россия)
В.В. Пушин (ИФМ РО РАН, Россия)
В.М. Счастливцев (академик РАН, ИФМ Уро РАН, Россия)
А.Е. Салько (НИФХИ им.Л.Я. Карпова, Россия)
В.М. Счастливцев (акад. РАН, ИФМ Уро РАН, Россия)
A. Toffs (Correlated Solution Inc., США)
А.Н. Романов (ИМАШ РАН, Россия)
В.Ф. Терентьев (ИМЕТ РАН, Россия)
В.Т. Трошенко (академик НАНУ, ИПШ им. Г.С. Писаренко, Украина)
A.Yu. Vinogradov (Osaka City University, Япония)
Г.А. Филиппов (ЦНИИчермет им. И.П.Бардина, Россия)
М.Л. Хейфец (Президиум НАН, Беларусь)
А.А. Шмаков (Минобрнауки РФ, Россия)
А.Е. Шелест (ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, Россия)
А.П. Шпак (академик НАНУ, Ин-т металлофизики НАН, Украина)
H. Schreier (Correlated Solution Inc., США)
М.А. Штремель (МИСиС, Россия)

ПРОГРАММНЫЙ КОМИТЕТ

А.М. Глезер (ЦНИИчермет им. И.П.Бардина», Россия)
А.Г. Колмаков (ИМЕТ РАН, Россия)
Л.Р. Ботвина (ИМЕТ РАН, Россия)
С.В. Добаткин (ИМЕТ РАН, Россия)
V.V. Gerov (Instron, Великобритания)
П.Д. Одесский (ЦНИИ строительных конструкций, Россия)
А.В. Панин (ИФПМ СО РАН, Томск, Россия)
В.Ф. Терентьев (ИМЕТ РАН, Россия)
Г.А. Филиппов (ЦНИИчермет им. И.П.Бардина, Россия)
А.А. Шмаков (Минобрнауки РФ, Россия)
В.С. Юсупов (ИМЕТ РАН, Россия)

ЛОКАЛЬНЫЙ КОМИТЕТ ИМЕТ РАН

д.т.н. Н.Д. Бахтеева	М.Е. Пруцков	Ю.Б. Тютюкова	М.А. Севостьянов
к.т.н. Е.В. Тодорова	С.А. Шкурин	Е.Е. Старостин	С.В. Пивоварчик
к.т.н. Д.В.Просвирнин	И.Г. Куликова	Е.Е. Баранов	Д.В.Шаньгина

ORGANIZING COMMITTEE

Chairman: Member of RAS O.A. Bannykh (Baikov IMET RAS).

Co-chairman: Dr. D. Bailey (Instron, Great Britain)

Vice-chairmen: A.M. Gleser (Bardin CNIItshermet, Russia), A.G. Kolmakov (Baikov IMET RAS, Russia)

Members:

V.P. Alekhin (Moscow State Industrial University, Russia)
M.I. Alymov (corresponding member of RAS, Baikov IMETRAS, Russia)
V.I. Al'shic (IK RAS, Russia)
S.M. Barinov (corresponding member of RAS, IMET RAS, Russia)
V.I. Betehtin (FTI RAS, Sankt-Peterburg, Russia)
V.M. Blinov (Baikov IMET RAS, Russia)
V.M. Buznik (Member of RAS, Baikov IMET RAS, Russia)
L.R. Botvina (Baikov IMET RAS, Russia)
P.A. Vityaz (Member of NAS, Belarus)
R. Gadow (Universitat Stuttgart, Germany)
S.A. Gerasimov (Bauman Technical University, Russia)
V.V. Gerov (Instron, Great Britain)
Yu.I. Golovin (Tambov State University, Russia)
K.V. Grigorovich (corresponding member of RAS, IMET RAS, Russia)
F.V. Grechnikov (corresponding member of RAS, Russia)
V.E. Gromov (SibGIU, Novokuzneck, Russia)
S.V. Dobatkin (Baikov IMET RAS, Russia)
A.V. Dub (GNC RF OAO NPO "CNIITMASH", Russia)
V.T. Zabolotnyj (Baikov IMET RAS, Russia)
V.M. Ievlev (Member of RAS, Voronezhskij GU, Russia)
A.A. Il'in (Member of RAS, MATI, Russia)
A.F. Il'juwenko (chl.-korr. NAN, GNPO "Centr" NAN, Belarus')
E.N. Kablov (Member of RAS, FGUP GNC VIAM, Russia)
B.A. Kalin (MIFI, Russia)
M.I. Karpov (corresponding member of RAS, IFTT RAN, Russia)
G.V. Klevcov (Orenburgskij GU, Russia)
S.A. Klimenko (ISM im. V.N. Bakulja NAN, Ukraina)
S.A. Katrechko (Institut metallofiziki NAN, Ukraina)
Je.V. Kozlov (TGASU, Tomsk, Russia)
Ju.R. Kolobov (Bel.GU, Belgorod, Russia)
M.M. Krishtall (Tol'jattinskij GU, Tol'jatti, Russia)
L.M. Lobanov (akademik NANU, IJeS im.E.O.Patona, Ukraina)
G.M. Lukovkin (MGU im. M.V. Lomonosova, Russia)
P. Lukasc (Institut fiziki metallov, Brno, Chehija)
V.I. Lysak (Volgogradskij GTU, Russia)
I. McEnteggart (Instron, Velikobritanija)
S.T. Milejko (IFTT RAN, Chernogolovka, Russia)
Ju.V. Mil'man (chl.-korr. NANU, IPM, Ukraina)
V.I. Moiseenko (INDmash NAN, Belarus')
N.F. Morozov (Member of RAS, S-Pb. GU, Russia)
H. Mughrabi (Universität Erlangen-Nürnberg, Germany)
M.M. Myshljaev (Baikov IMET RAS, Russia)
S.A. Nikulin (MISIS, Russia)
P.D. Odesskij (CNII stroitel'nyh konstrukcij, Russia)
A.S. Orywenko (CNII KM «Prometej», S.-Pb., Russia)
V.E. Panin (Member of RAS, IFPM SO RAN, Russia)
V.V. Perevezencev (IMASH, Nizhnij Novgorod, Russia)
V.M. Schastlivcev (Member of RAS, IFM Uro RAN, Russia)
A.E. Sal'ko (NIFHI im.L.Ja. Karpova, Russia)
V.M. Schastlivcev (Member of RAS, IFM Uro RAN, Russia)
A. Toffs (Correlated Solution Inc., SShA)
A.N. Romanov (IMASH RAN, Russia)
V.F. Terent'ev (IMET im. A.A. Bajkova RAN, Russia)
V.T. Trowenko (akademik NANU, IPP im. Pisarenko, Ukraina)
A.Yu. Vinogradov (Osaka City University, Japan)
G.A. Filippov (CNIItshermet im. I.P. Bardina, Russia)
M.L. Hejfec (Prezidium NAN, Belarus')
A.A. Shmakov (Minobrnavki RF, Russia)
A.E. Shelest (Baikov IMET RAS, Russia)
A.P. Shpak (akademik NANU, In-t metallofiziki NAN, Ukraina)
H. Schreier (Correlated Solution Inc., SShA)
M.A. Shtremel' (MISIS, Russia)

PROGRAM COMMITTEE

A.M. Gleser (Bardin CNIItshermet, Russia)
A.G. Kolmakov (Baikov IMET RAS, Russia)
L.R. Botvina (Baikov IMET RAS, Russia)
S.V. Dobatkin (Baikov IMET RAS, Russia)
V.V. Gerov (Instron, Great Britain)
P.D. Odesskij (CNII stroitel'nyh konstrukcij, Russia)
A.V. Panin (Member of RAS, IFPM SO RAN, Russia)
V.F. Terent'ev (IMET im. A.A. Bajkova RAN, Russia)
G.A. Filippov (CNIItshermet im. I.P. Bardina, Russia)
A.A. Shmakov (Minobrnavki RF, Russia)
V.S. Yusupov (Baikov IMET RAS, Russia)

LOCAL COMMITTEE OF IMET RAS

N.D. Bakhteeva
E.V. Todorova
D.V. Prosvirnin
M.E. Pruckov
D.V. Shangina
S.A. Shkurin
I.G. Kulikova
Yu.B. Tyutkova
E.E. Starostin
E.E. Baranov
M.A. Sevost'yanov
S.V. Pivovarchik

СОДЕРЖАНИЕ

ПЛЕНАРНЫЕ ДОКЛАДЫ.....	35
ФИЗИЧЕСКИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДЕФОРМАЦИИ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ МАТЕРИАЛОВ <i>Алехин В.П.</i>	36
УСТАЛОСТНОЕ РАЗРУШЕНИЕ: АВТОМОДЕЛЬНОСТЬ И МАСШТАБНЫЙ ФАКТОР <i>Ботвина Л.Р.</i>	37
ОБЩИЕ ПРИНЦИПЫ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ПРИ МЕАПЛАСТИЧЕСКОЙ (ИНТЕНСИВНОЙ) ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ <i>Глезер А.М.</i>	37
МИКРОМЕХАНИЗМЫ, КОНТРОЛИРУЮЩИЕ УРОВЕНЬ ПРОЧНОСТИ МЕТАЛЛА В НАНОСТРУКТУРНОМ СОСТОЯНИИ <i>Котречко С.А., Мазилова Т.И., Михайловский И.М. Овсянников А.В., Филатов А.В.</i>	38
К ВОПРОСУ О КЛАССИФИКАЦИИ, ПРИЗНАКАХ ПОДОБИЯ И КРИТЕРИЯХ НОВИЗНЫ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ <i>Луковкин Г.М., Аржаков М.С., Жирнов А.Е., Аржаков С.А.</i>	39
ПРОЧНОСТЬ ПРОКАТА БОЛЬШИХ ТОЛЩИН С КОМПОЗИТНОЙ СТРУКТУРОЙ ДЛЯ УНИКАЛЬНЫХ СООРУЖЕНИЙ <i>Одесский П.Д., Егорова А.А.</i>	40
ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ ЗНАЧИТЕЛЬНЫХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ В ПРОМЫШЛЕННЫХ УСЛОВИЯХ <i>Орыщенко А.С., Хлусова Е.И.</i>	41
ЗАКОНОМЕРНОСТИ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ НА СТАДИЯХ ОБРАЗОВАНИЯ И РАЗВИТИЯ ТРЕЩИН <i>Романов А.Н.</i>	43
НОВОЕ В ТЕОРИИ ПРОЧНОСТИ МАТЕРИАЛОВ <i>Русанов А.И.</i>	45
ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ, ПРОБЛЕМЫ И ПЕРСПЕКТИВЫ РАЗВИТИЯ ОТЕЧЕСТВЕННОЙ НАНОИНДУСТРИИ <i>Шмаков А.А., Анашина О.Д., Савченко А.Г.</i>	47
BULK ULTRAFINE GRAINED MATERIALS PRODUCED BY SEVERE PLASTIC DEFORMATION: SOME PROSPECTIVE DEVELOPMENTS <i>Estrin Y.</i>	49
СЕКЦИЯ 1 - ОБЩИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ НА НАНО-, МИКРО-, И МАКРОУРОВНЯХ. СТАДИЙНОСТЬ ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ В РАЗНЫХ УСЛОВИЯХ НАГРУЖЕНИЯ.....	51
КИНЕТИКА НАКОПЛЕНИЯ МИКРОПОВРЕЖДЕНИЙ В НАГРУЖЕННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ <i>Баранов В.П., Сергеев Н.Н., Пузикова М.В., Крыкин Н.С.</i>	52
АДГЕЗИОННЫЕ И ДЕФОРМАЦИОННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ НАНОКОМПОЗИТНЫХ ПОКРЫТИЙ Al_2O_3 И ZrO_2 <i>Береснев В.М., Турбин П.В., Ковалева М.Г., Колесников Д.А., Маликов Л.В., Фурсова Е.В., Грудницкий В.В.</i>	54
СВОЙСТВО ЛОКАЛЬНОГО НАПРЯЖЕНИЯ ХРУПКОГО РАЗРУШЕНИЯ В СИЛЬНО НЕОДНОРОДНЫХ СИЛОВЫХ ПОЛЯХ СОЗДАВАЕМЫХ КОНЦЕНТРАТОРАМИ <i>Гриценко В.Н., Зацарна А.В., Мамедов С.А.</i>	56
ВЗАИМОСВЯЗЬ СТАТИСТИЧЕСКИХ И ФИЗИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК РАЗРУШЕНИЯ <i>Демина Ю. А., Ботвина Л. Р.</i>	57
МНОГОУРОВНЕВОЕ РАЗВИТИЕ УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН КАК НЕЛИНЕЙНОГО ВОЛНОВОГО ПРОЦЕССА ПОВОРОТНОГО ТИПА <i>Елсукова Т.Ф., Панин В.Е., Попкова Ю.Ф.</i>	59

КИНЕТИКА ДЕФЕКТОВ И ДИНАМИКА УСТАЛОСТНОЙ ТРЕЩИНЫ <i>Емалетдинов А.К.</i>	61
EXPERIMENTAL ANALYSIS OF DUCTILE DAMAGE OF METALS UNDER TENSILE STRESSES <i>Zapara M.A, Tutyshkin N.D., Müller W.H., Wille R.</i>	62
ВЛИЯНИЕ ОРИЕНТАЦИИ ЗЕРНА И ВОДОРОДНОЙ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧНОСТИ НА ПРОЧНОСТЬ ОЦК МЕТАЛЛА <i>Игнатенко А.В.</i>	64
ПРОЧНОСТЬ И МЕХАНИЗМЫ УДАРНОГО РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ С ОЦК, ГЦК И ГПУ СТРУКТУРОЙ В СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СОСТОЯНИИ <i>Клевцов Г.В., Валиев Р.З., Клевцова Н.А., Семенова И.П., Мурашкин М.Ю., Кашапов М.Р.</i>	66
ВОЗМОЖНОСТЬ УЛУЧШЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПУТЕМ ПОВЕРХНОСТНОГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ <i>Колмаков А.Г.</i>	68
ЗАРОЖДЕНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ЗОНЕ НАНОИНДЕНТИРОВАНИЯ <i>Крыжевич Д.С., Зольников К.П., Псахье С.Г.</i>	70
ИССЛЕДОВАНИЯ РАЗРУШЕНИЯ НЕОДНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ <i>Максимов А. Б.</i>	71
ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ МАТЕРИАЛОВ КАК ПРОЦЕСС ИХ ХАОТИЗАЦИИ <i>Мальшиев В.П., Турдукожаева А.М.</i>	73
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛА В ЛОКАЛЬНЫХ ЗОНАХ КОНЦЕНТРАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ <i>Матюнин В.М., Дубов А.А., Марченков А.Ю.</i>	75
ДИСЛОКАЦИОННАЯ МОДЕЛЬ СТАЦИОНАРНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МФЕУКИАЛОВ И ЕЁ IN SITU ТЭМ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ПРОВЕРКА <i>Мышляев М. М.</i>	76
KINETICS OF FORMATION, GROWTH AND HEALING OF INTERFACE CRACKS <i>Perelmuter M.</i>	77
НАКОПЛЕНИЕ УСТАЛОСТНЫХ ПОВРЕЖДЕНИЙ В ОБЛАСТИ СВЕРХ ВЫСОКИХ ДОЛГОВЕЧНОСТЕЙ ПРИ НЕРЕГУЛЯРНОМ НАГРУЖЕНИИ <i>Петрова И.М.</i>	79
ЛОКАЛИЗАЦИЯ ДЕФОРМАЦИЙ ПРИ ЦИКЛИЧНОМ НАГРУЖЕНИИ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ В СВЯЗИ С ИХ СТРУКТУРНОЙ НЕОДНОРОДНОСТЬЮ <i>Романов А.Н., Филимонова Н.И.</i>	81
FUNDAMENTALS OF METALS FRACTURE PHYSICS <i>Rombakh V.P.</i>	83
СТРУКТУРНАЯ ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТЬ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОРОШКОВЫХ МЕДНО- ТИТАНОВЫХ МАТЕРИАЛОВ <i>Рябичева Л.А., Гапонова О.П.</i>	85
ФОРМИРОВАНИЕ РАЗОРИЕНТИРОВАННЫХ ЯЧЕЙСТЫХ СТРУКТУР ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ <i>Сарафанов Г.Ф.</i>	86
УПРАВЛЕНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННЫМ СОСТОЯНИЕМ В СИСТЕМЕ «ОСНОВА – PVD- ПОКРЫТИЕ» ЗА СЧЕТ ВЫБОРА ГЕОМЕТРИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ПОКРЫТИЯ <i>Сорока Е.Б., Селин А.Н., Клименко С.А., Копейкина М.Ю., Манохин А.С.</i>	88
ФИЗИЧЕСКАЯ ТЕОРИЯ ПОЛЕЗНОЙ ДЛИТЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ I. МОДЕЛЬ ДИСЛОКАЦИОННОЙ МИКРОТЕКУЧЕСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КРИСТАЛЛОВ <i>Ткаченко В.Г.</i>	90
СОПРОТИВЛЕНИЕ РАЗРУШЕНИЮ В МЕТАЛЛАХ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ <i>Усманова Р.Р.</i>	92
МЕХАНИЗМ ОБРАЗОВАНИЯ ТРЕЩИН В РЕЗУЛЬТАТЕ ИХ САМООРГАНИЗАЦИИ <i>Шестопалов А.В.</i>	93

СЕКЦИЯ 2 - ФИЗИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ С УЧАСТИЕМ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ.....	97
МЕХАНИЗМ ВОЛНООБРАЗОВАНИЯ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ <i>Батаев И.А., Батаев А.А., Мали В.И., Приходько Е.А., Степанова Н.В.</i>	98
О РОЛИ УПРУГИХ КОЛЕБАНИЙ МИКРОЧАСТИЦ В РАЗРУШЕНИИ МЕТАЛЛОВ, ВОЗМОЖНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ <i>Гневко А.И., Соловов С.Н.</i>	100
ИЗМЕНЕНИЕ МОДУЛЯ ЮНГА И КОЭФФИЦИЕНТА ПУАССОНА КУБИЧЕСКИХ КРИСТАЛЛОВ <i>Гольдштейн Р.В., Городцов В.А., Лисовенко Д.С.</i>	102
СТРУКТУРА И РАЗРУШЕНИЕ МЕЖФАЗНЫХ ГРАНИЦ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКОЕ ВКЛЮЧЕНИЕ-МАТРИЦА СТАЛИ <i>Губенко С.И.</i>	104
МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ ИЗУЧЕНИЕ ОТКЛИКА ПОЛИКРИСТАЛЛОВ В УСЛОВИЯХ СДВИГОВОГО ДИНАМИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ <i>Дмитриев А.И., Никонов А.Ю., Псахье С.Г.</i>	106
НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ В ЗОНЕ СТРУЖКООБРАЗОВАНИЯ ПРИ ЧИСТОВОМ ТОЧЕНИИ ЗАКАЛЕННЫХ СТАЛЕЙ <i>Клименко С.А., Манохин А.С., Мельничук Ю.А., Копейкина М.Ю.</i>	108
ЗАКОНОМЕРНОСТИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ИЗМЕНЕНИЙ ПРИ СЖАТИИ ЗАКАЛЕННОЙ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ <i>Корнет Е.В., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Коновалов С.В.</i>	110
ВЛИЯНИЕ ПОР НА ВНУТРЕННЕЕ ТРЕНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА <i>Коротков Л.Н., Кульков В.Г., Дешевых В.В.</i>	113
АТОМНЫЕ СМЕЩЕНИЯ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ ВАНАДИЯ ПРИ РАДИАЦИОННОМ ВОЗДЕЙСТВИИ <i>Корчуганов А.В., Крыжевич Д.С., Зольников К.П., Псахье С.Г.</i>	115
ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ЦГК ПРИ ИМПЛАНТАЦИИ МЕТАЛЛА ПОД ДЕЙСТВИЕМ ТЕПЛОВЫХ И ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПОЛЕЙ <i>Кочергина Ю.А., Карьев Л.Г., Федоров В.А., Скородумов П.А.</i>	116
НЕСТАБИЛЬНОСТЬ ГРИНФЕЛЬДА КАК МЕХАНИЗМ ОБРАЗОВАНИЯ САМОПОДОБНЫХ СТРУКТУР НА ПОВЕРХНОСТИ ФОЛЫГ МОНОКРИСТАЛЛА АЛЮМИНИЯ [100] <001> ПРИ НЕСВОБОДНОМ ЦИКЛИЧЕСКОМ РАСТЯЖЕНИИ <i>Кузнецов П.В.</i>	117
ОСОБЕННОСТИ ПОЛНОГО ПРОПЛАВЛЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ПЛАСТИНЫ, С НАНЕСЕННЫМ ОРГАНИЧЕСКИМ ПОКРЫТИЕМ, ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ИМПУЛЬСНОГО ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ <i>Кузнецов П.М., Федоров В.А., Скородумов П.А.</i>	119
ОБРАЗОВАНИЕ И РОСТ ЗАРОДЫШЕЙ ФАСЕТИРОВАНИЯ НА ГРАНИЦЕ ЗЕРЕН <i>Кульков В.Г., Васильева Ю.В., Поляков В.С.</i>	121
НАНОФОРМЫ ВЕЩЕСТВА, ПОЛУЧЕННЫЕ ПРИ ДЕСТРУКЦИИ РАЗЛИЧНЫХ ЭЛЕКТРОДОВ В ПЛАЗМЕ ИМПУЛЬСНОГО ВЫСОКОВОЛЬТНОГО РАЗРЯДА В РАЗНЫХ СРЕДАХ <i>Курявый В.Г.</i>	122
АНАЛИЗ АМПЛИТУДНЫХ РАСПРЕДЕЛЕНИЙ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ РАЗРУШЕНИИ ПОРИСТЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ <i>Лепендин А.А., Егоров А.В., Поляков В.В.</i>	123
О МЕЖАТОМНОМ ВЗАИМОДЕЙСТВИИ ПРИ УПРУГОЙ И ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРИСТАЛЛОВ ПОЛУПРОВОДНИКОВ <i>Магомедов М.Н.</i>	125
ОБ ИЗМЕНЕНИИ ПОВЕРХНОСТНОЙ ЭНЕРГИИ КРИСТАЛЛОВ ПРИ БОЛЬШИХ ДАВЛЕНИЯХ <i>Магомедов М.Н.</i>	127
ВЛИЯНИЕ ПАРОВ ОКСИДА КАДМИЯ НА СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ <i>Малкин А.И., Занозин В.М., Полукарова З.М.</i>	129

СТРУКТУРНЫЕ ПЕРЕСТРОЙКИ КРАУДИОННЫХ КОМПЛЕКСОВ ПРИ ВНЕШНЕМ ВОЗДЕЙСТВИИ НА КРИСТАЛЛ	
<i>Маркидонов А.В., Старостенков М.Д., Барчук А.А.</i>	131
ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ КООПЕРАТИВНЫХ АТОМНЫХ СМЕЩЕНИЙ С КРАУДИОНАМИ	
<i>Маркидонов А.В., Старостенков М.Д., Барчук А.А.</i>	133
КВАЗИ-ЭЛЕМЕНТАРНАЯ ЯЧЕЙКА И АТОМНАЯ СТРУКТУРА КВАЗИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА $Al_{72}Ni_{20}Co_8$	
<i>Михалюк А.Н.</i>	135
МЕЗОСКОПИЧЕСКАЯ ДИСПЕРСИЯ ДЛИН ПРОБЕГОВ ДИСЛОКАЦИЙ В КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ	
<i>Петухов Б. В.</i>	137
САМОДИФУЗИЯ ПО ГРАНИЦАМ ЗЕРЕН КРУЧЕНИЯ	
<i>Полетаев Г.М., Мартынов А.Н., Старостенков М.Д., Громов В.Е., Ивахин М.П.</i>	139
ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРНОГО ФАКТОРА НА ПАРАМЕТР РЕШЕТКИ И ТЕМПЕРАТУРУ ДЕБАЯ ПРИ ЛЕГИРОВАНИИ ЖЕЛЕЗА ХРОМОМ И ВАНАДИЕМ	
<i>Смирнов И.С., Монахов И.С., Новоселова Е.Г., Удовский А.Л.</i>	141
FORMATION OF THE DISLOCATION SUBSTRUCTURE GRADIENT OF PURE TECHNICALLY ALUMINIUM IN CONDITIONS OF CREEP AT APPLICATION OF THE +IV ELECTRIC POTENTIAL	
<i>Stolboushkina O.A., Tang G., Kononov S.V., Ivanov Yu.F., Gromov V.E.</i>	142
УПРАВЛЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРОЙ ПОСРЕДСТВОМ ИЗМЕНЕНИЯ СООТНОШЕНИЯ МЕЖДУ ПОДВИЖНОСТЬЮ ГРАНИЦ ЗЁРЕН И ТРОЙНЫХ СТЫКОВ	
<i>Сурсаева В.Г.</i>	144
ДЕФОРМАЦИЯ ПАРАЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ ПРОСЛОЙКИ И ЭФФЕКТ ДРАУГАРДА-ЯНГА В СЕГНЕТОЭЛЕКТРИКАХ РЕЛАКСОРАХ	
<i>Таланов М.В.</i>	147
ДИСЛОКАЦИОННАЯ РЕЛАКСАЦИЯ СНУКА-КЕСТЕРА В ДЕФОРМИРОВАННЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛАХ α -Ti И Mg	
<i>Ткаченко В.Г., Вовчок А.С.</i>	149
ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ДИСПЕРГИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ЛИТОГО МЕТАЛЛА ПОСРЕДСТВОМ ДВУХСТАДИЙНОГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ	
<i>Троцан А.И., Каверинский В.В., Бродецкий И.Л.</i>	151
МАГНЕТИЗМ – ОСНОВНАЯ ПРИЧИНА ВОЗНИКНОВЕНИЯ БЛИЖНЕГО ПОРЯДКА В ОЦК-СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Fe-Cr	
<i>Удовский А.Л., Соколова Е.В.</i>	153
АНИЗОТРОПИЯ СПИНОВОЙ ПЛОТНОСТИ ОЦК-ФАЗЫ Fe И РАЗМЕРНЫЙ ФАКТОР В СИСТЕМАХ Fe -(Cr, V, Mo) – ИСТОЧНИКИ ЗНАКОПЕРЕМЕННОГО ПОВЕДЕНИЯ СТРУКТУРНЫХ И ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИХ СВОЙСТ ОЦК-СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Fe	
<i>Удовский А.Л.</i>	155
ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ ИМПУЛЬСНОГО ТОКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ	
<i>Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Кириллов А.М., Яковлев А.В., Сидоров С.А.</i>	157
ВЛИЯНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ПРИМЕСНЫХ ВЗАИМОДЕЙСТВИЙ НА ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА КРИСТАЛЛА РАСТВОРИТЕЛЯ	
<i>Чартаев Х.Ш.</i>	160
ВЛИЯНИЕ ОДНОМЕРНЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ НА ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СЕГНЕТОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ	
<i>Штец П.П., Горват А.А., Горина О.В., Наконечный Ю.С., Рубиш В.М.</i>	162
ВЛИЯНИЕ СДВИГОВЫХ НАПРЯЖЕНИЙ И ТЕМПЕРАТУРЫ НА ДАВЛЕНИЕ ФАЗОВОГО ПЕРЕХОДА В НИТРИДЕ КРЕМНИЯ ПРИ УДАРНОМ СЖАТИИ	
<i>Якушев В.В., Уткин А.В., Жуков А.Н.</i>	164

СЕКЦИЯ 3 - ПОЛУЧЕНИЕ МАТЕРИАЛОВ С НАНО- И СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ МЕТОДАМИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ.....	165
ПОЛУЧЕНИЕ МАТЕРИАЛОВ С СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ МЕТОДАМИ ЭКСТРУЗИИ <i>Агеев Н. П., Терещенко В. Г.</i>	166
ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА И ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ТЕРМИЧЕСКУЮ СТАБИЛЬНОСТЬ АЛЮМИНИЕВЫХ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ <i>Бахтеева Н.Д., Васильев А.Л., Тодорова Е.В.</i>	168
СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В СПЛАВЕ Al-Li-Cu-Sc-Zr (1460) ПРИ СВАРКЕ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ <i>Березина А.Л., Бударина Н.Н., Котко А.В., Молебный О.А., Чайка А.А., Иценок А.Я.</i>	170
АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ, ПОДВЕРГНУТОЙ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ <i>Галлямова Р.Р., Караваяева М.В., Зарипов Н.Г., Валиев Р.З., Ганеев А.В.</i>	172
ВЛИЯНИЕ БОЛЬШИХ НАКОПЛЕННЫХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕДИ <i>Давиденко А.А., Спусканюк В.З., Гангало А.Н., Сенникова Л.Ф., Загорецкая Т.А., Коваленко И.М.</i>	175
ВЛИЯНИЕ НАГРЕВА ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ СТАЛИ X18N10T НА ЦИКЛИЧЕСКУЮ ПРОЧНОСТЬ <i>Добаткин С.В., Терентьев В.Ф., Рыбальченко О.В., Просвирнин Д.В., Рааб Г.И.</i>	177
МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1570С ПРИ ДИНАМИЧЕСКИХ РЕЖИМАХ НАГРУЖЕНИЯ <i>Карнавская Т.Г., Автократова Е.В., Брагов А.М., Маркушев М.В., Перевезенцев В.Н., Ситдииков О.Ш., Щербань М.Ю.</i>	179
СТРУКТУРА И СВОЙСТВА АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Ni, ДЕФОРМИРОВАННЫХ КРУЧЕНИЕМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ <i>Корзникова Г.Ф., Корзников А.В.</i>	180
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТА: ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТЫЙ ТИТАН VT1-0 В СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СОСТОЯНИИ – БИОСОВМЕСТИМОЕ ПОКРЫТИЕ <i>Корнеева Е.А., Кузьменко И.Н., Колобов Ю.Р., Скоморохов А. Н., Храмов Г.В.</i>	182
СТРУКТУРА И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16 ПОСЛЕ КРИОПРОКАТКИ С РАЗЛИЧНОЙ СТЕПЕНЬЮ <i>Крымский С.В., Автократова Е.В., Ситдииков О.Ш., Маркушев М.В.</i>	183
СТАТИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ КРИОПРОКАТАННОГО ПРОМЫШЛЕННОГО ТЕРМОУПРОЧНЯЕМОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16 <i>Крымский С.В., Автократова Е.В., Ситдииков О.Ш., Маркушев М.В.</i>	185
ВЛИЯНИЕ ВТОРИЧНЫХ ВЫДЕЛЕНИЙ НА НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЕ И СТАТИЧЕСКУЮ ПРОЧНОСТЬ ИНТЕНСИВНО ПЛАСТИЧЕСКИ ДЕФОРМИРОВАННОГО ВЫСОКОПРОЧНОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА <i>Крымский С.В., Никифорова Д.К., Мурашкин М.Ю., Маркушев М.В.</i>	186
ВЛИЯНИЕ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИОННЫХ ПРОЦЕССОВ НА ИЗМЕЛЬЧЕНИЕ ЗЕРНА В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ TiNi ПРИ ТЁПЛОЙ МНОГОПРОХОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ <i>Лотков А.И., Гришков В.Н., Батулин А.А., Жапова Д.Ю., Гирсова Н.В., Тимкин В.Н.</i>	188
ВЛИЯНИЕ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТОДОМ abc-ПРЕССОВАНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИКЕЛИДА ТИТАНА <i>Лотков А.И., Гришков В.Н., Дударев Е.Ф., Бакач Г.П., Табаченко А.Н., Жапова Д.Ю., Тимкин В.Н.</i>	190
ЭВОЛЮЦИЯ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК СПЛАВОВ СИСТЕМ Cu-Cr И Cu-Cr-Zr ПОД ДЕЙСТВИЕМ РКУ ПРЕССОВАНИЯ <i>Мелёхин Н.В., Чувильдеев В.Н., Лопатин Ю.Г.</i>	192
О ЖИДКОМ СОСТОЯНИИ В НАНО- И МИКРООБЛАСТЯХ В МЕТАЛЛАХ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ <i>Нечаев Ю. С.</i>	193

О ФОРМИРОВАНИИ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ ВЫСОКОПРОЧНОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ <i>Никулин П.А., Маркушев М. В.</i>	195
СТРУКТУРА МАГНИЕВОГО СПЛАВА МА14, ПОДВЕРГНУТОГО ВСЕСТОРОННЕЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КОВКЕ <i>Нугманов Д.Р., Маркушев М.В.</i>	196
КИНЕТИЧЕСКАЯ ТЕОРИЯ ФОРМИРОВАНИЯ РАЗОРИЕНТИРОВАННЫХ СТРУКТУР ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МАТЕРИАЛОВ <i>Перевезенцев В.Н., Сарафанов Г.Ф.</i>	198
О РАСЧЕТЕ ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ПРИ РАВНОКАНАЛЬНОМ УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ ПО МАРШРУТУ С <i>Периг А.В., Тышкевич А.В., Бондаренко Е.А., Бондаренко С.И., Аракелов Д.Р.</i>	199
ВЛИЯНИЕ СХЕМЫ ДЕФОРМИРОВАНИЯ НА ФОРМИРОВАНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ <i>Полякова М.А., Голубчик Э.М., Гулин А.Е.</i>	201
КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЗАКРЫТОГО ВЫДАВЛИВАНИЯ ТРУБНЫХ ЗАГОТОВОК ПО СХЕМЕ «ПЕСОЧНЫЕ ЧАСЫ» <i>Попов И.П., Каргин В.Р.</i>	203
ПЕРСПЕКТИВЫ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ МЕТОДОВ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ВЫСОКОПРОЧНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ В ПРОМЫШЛЕННЫХ МАСШТАБАХ <i>Рааб Г.И.</i>	205
ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ В АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ <i>Сахаров Н.В., Чувильдеев В.Н.</i>	206
АКУСТИЧЕСКИЕ И СТРУКТУРНЫЕ СВОЙСТВА НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО И УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО ТИТАНА ВТ1-0 ПОЛУЧЕННОГО ИНТЕНСИВНОЙ КРИОПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ <i>Семеренко Ю.А., Москаленко В.А., Смирнов А.Р.</i>	207
АКУСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОСТРУКТУРНОГО СПЛАВА Ni ₈₀ Fe ₂₀ В ОБЛАСТИ ТЕМПЕРАТУР 5-430 К <i>Семеренко Ю., Табачникова Е., Лиан П.</i>	209
ВЛИЯНИЕ ТЕКСТУРЫ НА ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВА МА2-1 ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ И ОТЖИГА <i>Серебряный В.Н., Добаткин С.В.</i>	211
ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ СПЛАВОВ С ГПУ СТРУКТУРОЙ В ПРОЦЕССЕ РКУП <i>Скрябина Н.Е., Пинюгжанин В.М., Фрюшар Д., Жирард Ж.</i>	213
НАНОСТРУКТУРНЫЕ МЕДНЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ИННОВАЦИОННЫХ ПРИМЕНЕНИЙ <i>Фаизова С.Н., Рааб Г.И., Гершман И.С., Кулясова О.Б.</i>	214
ВЛИЯНИЕ ЗАКРЕПЛЕНИЯ КРАЕВЫХ ДИСЛОКАЦИЙ ПРИМЕСНЫМИ АТОМАМИ НА ФОРМИРОВАНИЕ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СОСТОЯНИЙ В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ <i>Чембарисова Р.Г., Александров И.В.</i>	215
ЭФФЕКТ ОДНОВРЕМЕННОГО ПОВЫШЕНИЯ ПРОЧНОСТИ И КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ <i>Чувильдеев В.Н., Копылов В.И., Нохрин А.В., Бахметьев А.М., Сандлер Н.Г., Тряев П.В., Лопатин Ю.Г., Козлова Н.А., Пискунов А.В., Мелехин Н.В., Смирнова Е.С.</i>	218
НЕРАВНОВЕСНЫЕ ГРАНИЦЫ ЗЕРЕН В НАНО- И МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ <i>Чувильдеев В.Н., Копылов В.И.</i>	219
МОДЕЛИРОВАНИЕ В ТРЕХМЕРНОЙ ПОСТАНОВКЕ ДЕФОРМИРОВАНИЯ ТИТАНОВЫХ ОБРАЗЦОВ МЕТОДОМ ДКУП <i>Шипачев А.Н., Ильина Е.В., Суглобова И.К., Зелепугин С.А.</i>	220

СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ СПЛАВА ВТ16 ПОСЛЕ abc-ПРЕССОВАНИЯ И “ТЕПЛОЙ” ПРОКАТКИ <i>Шляхова Г.В., Данилов В.И., Зуев Л.Б., Шаркеев Ю.П.</i>	222
ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ И ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ НА МЕЗОСКОПИЧЕСКОМ УРОВНЕ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА ВТ1-0 <i>Шляхова Г.В., Ерошенко А.Ю., Данилов В.И., Шаркеев Ю.П.</i>	223
МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАГНИЕВОГО СПЛАВА AZ31 ПРИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ <i>Эстрин Ю.З., Брауде И.С., Григорова Т.В., Забродин П.А., Исаев Н.В., Пустовалов В.В., Фоменко В.С., Шумилин С.Э.</i>	224
EFFECT OF DEFORMATION MODE AND DINAMIC RECRYSTALLIZATION ON GRAIN REFINEMENT OF IRON DURING SEVERE PLASTIC DEFORMATION <i>Yurkova A.I., Vyakova A.V., Milman Yu.V.</i>	226
ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ СТАЛИ 09Г2С С НАНО-, СУБМИКРОННОЙ СТРУКТУРОЙ <i>Яковлева С.П., Махарова С.Н., Мордовской П.Г., Борисова М.З.</i>	228
СЕКЦИЯ 4 - РАЗРАБОТКА И ОПТИМИЗАЦИЯ ТЕХНОЛОГИЙ ОБРАБОТКИ И ПРОИЗВОДСТВА МАТЕРИАЛОВ И НАНОМАТЕРИАЛОВ, ОСНОВАННЫХ НА ПРОЦЕССАХ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ	231
СНИЖЕНИЕ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ НА СВАРНЫХ СТЫКАХ <i>Адамов Р.Г., Семенов Я.С., Арзунова А.А.</i>	232
РАСЧЕТ КАЛИБРОВ ЧЕТЫРЕХВАЛКОВЫХ КЛЕТЕЙ ДЛЯ ПРОФИЛИРОВАНИЯ КРУГЛОЙ СВАРНОЙ СТАЛЬНОЙ ТРУБЫ <i>Акопян К.Э., Колобов А.В., Селезнев М.С., Трусов В.С., Юсупов В.С.</i>	234
НАУЧНОЕ ОБОСНОВАНИЕ И ТЕХНИЧЕСКИЕ РЕШЕНИЯ РЕСУРСОБЕРЕГАЮЩИХ ТЕХНОЛОГИЙ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЕЙ РАЗНЫХ СПОСОБОВ ПРОИЗВОДСТВА <i>Афанаскин А.В., Кузовлева О.В., Пантюхин О.В., Тихонова И.В., Гвоздев А.Е., Власов К.В.</i>	236
ОПРЕДЕЛЕНИЕ ДОПУСТИМЫХ РАДИАЛЬНЫХ ОБЖАТИЙ ЗАГОТОВКИ ПРИ ПОВЕРХНОСТНОМ ПЛАСТИЧЕСКОМ ФОРМООБРАЗОВАНИИ <i>Афонин А.Н.</i>	237
ВЛИЯНИЕ ВНЕШНИХ СРЕД НА ПРОЦЕССЫ ГОРЯЧЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ <i>Бердичевский Е. Г.</i>	240
МЕХАНИЗМЫ РЕАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧНОСТИ И ДЕФОРМИРУЕМОСТИ В ХРОМЕ И СПЛАВАХ АЛЮМИНИЯ И МЕДИ ПРИ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ <i>Боголюбова Д.Н., Тихонова И.В., Гвоздев А.Е.</i>	242
НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ ВОЛОКИ ПРИ КРИТИЧЕСКОМ ТЕПЛОМ СОСТОЯНИИ <i>Велиев Ф.Э.</i>	244
СОПРОТИВЛЕНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ МИКРОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР ЧИСТОВОЙ СТАДИИ КОНТРОЛИРУЕМОЙ ПРОКАТКИ <i>Голи-Оглу Е.А., Поляк Е.И., Эфрон Л.И.</i>	246
ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА МОНОКРИСТАЛЛОВ КРЕМНИЯ Cz-Si <i>Дмитриев А.И., Моргунов Р.Б., Скворцов А.А.</i>	247
ИССЛЕДОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ В ПРОЦЕССЕ ДЕФОРМАЦИИ ПРОКАТКОЙ <i>Захожева М.И., Литовченко И.Ю., Тюменцев А.Н.</i>	248
ANALYSIS SUBSTRUCTURE AS A MECHANISM FOR OPTIMIZATION OF THERMOMECHANICAL TREATMENT OF MILD STEEL <i>Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Korochkin A.E., Kononov S.V., Kosterev V.B.</i>	250
ЭЛЕКТРОННО-ПЛАЗМЕННАЯ ОБРАБОТКА КАЛИБРОВАННОГО ПРОКАТА ПЕРЕД ВЫСАДКОЙ МЕТИЗОВ <i>Пачурин В.Г., Филиппов А.А., Пачурин Г.В.</i>	252

ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ПОВЫШЕНИЯ КОРРОЗИОННОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ ДЕФОРМАЦИОННО-УПРОЧНЕННЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ	
<i>Пачурин Г.В.</i>	254
ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ МНОГОСЛОЙНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ	
<i>Колесников А.Г., Плохих А.И., Власова Д.В., Миронова М.О.</i>	256
ТЕХНОЛОГИЯ ОБРАБОТКИ ГОРЯЧЕКАТАНОГО ПРОКАТА ПОД ХОЛОДНУЮ ОБЪЕМНУЮ ШТАМПОВКУ БОЛТОВЫХ ИЗДЕЛИЙ	
<i>Филиппов А.А., Пачурин В.Г., Дербенев А.А., Пачурин Г.В.</i>	258
ПОДГОТОВКА КАЛИБРОВАННОГО ПРОКАТА СТАЛИ 40Х ПОД ХОЛОДНУЮ ВЫСАДКУ ВЫСОКОПРОЧНЫХ ДЛИННОМЕРНЫХ БОЛТОВ	
<i>Филиппов А.А., Пачурин Г.В.</i>	260
ПОВЫШЕНИЕ ОБРАБАТЫВАЕМОСТИ АЗОТИРУЕМЫХ СТАЛЕЙ И ДЕТАЛЕЙ ИЗ НИХ ПУТЕМ УПРАВЛЕНИЯ ПРОЦЕССАМИ ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ В ЗОНЕ РЕЗАНИЯ	
<i>Харитончик Д.И., Моисеенко В.И.</i>	262
ВЛИЯНИЕ СТЕПЕНИ ХОЛОДНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ РАДИАЛЬНОЙ КОВКЕ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И РАЗРУШЕНИЕ ЦИРКОНИЕВОГО СПЛАВА Э110	
<i>Никулин С.А., Котрехов В.А., Рожнов А.Б., Хаткевич В.М., Рогачев С.О., Заводчиков А.С.</i>	266
ЭЛЕКТРОННО-ПЛАЗМЕННАЯ ОБРАБОТКА ЛИСТОВОГО ПРОКАТА СТАЛИ 08КП	
<i>Чиненков С.В., Филиппов А.А., Пачурин Г.В.</i>	268
ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ AlCrCuNiFeCo	
<i>Шайсултанов Д.Г., Кузнецов А.В., Степанов Н.Д., Салищев Г.А., Сеньков О.Н.</i>	270
УПРУГОПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ СТАЛЬНОГО ЛИСТА В КРОМКОГИБОЧНОМ ПРЕССЕ	
<i>Шинкин В.Н.</i>	273
СЕКЦИЯ 5 - НОВЫЕ СТАЛИ И СПЛАВЫ, ОБЛАДАЮЩИЕ ПЕРСПЕКТИВНОЙ СТРУКТУРОЙ И ВЫСОКИМ КОМПЛЕКСОМ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК.....	275
ВЛИЯНИЕ КОНЦЕНТРАТОРОВ И СТРУКТУРЫ НА ПРЕДЕЛЬНУЮ ПЛАСТИЧНОСТЬ ТИТАНОВОГО ПСЕВДО – α – СПЛАВА	
<i>Багмутов В.П., Водопьянов В.И., Горунов А.И.</i>	276
ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА ЛОКАЛИЗАЦИЮ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ В МОНОКРИСТАЛЛАХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ	
<i>Баранникова С.А., Зуев Л.Б., Надежкин М.В.</i>	278
МЕХАНИЗМЫ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ В НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЯХ В УСЛОВИЯХ ГОРЯЧЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	
<i>Барахтин Б.К., Лебедева Н.В., Маркова Ю.М.</i>	280
СТОЙКОСТЬ СТАЛИ С ПОВЫШЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ АЗОТА К ДИНАМИЧЕСКИМ ВОЗДЕЙСТВИЯМ	
<i>Барахтин Б.К., Мушеникова С.Ю., Савенков Г.Г.</i>	282
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АМОРФНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Fe-Ni-La	
<i>Бахтеева Н.Д., Просвирнин Д.В., Тодорова Е.В.</i>	284
ХАРАКТЕРИСТИКИ МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 05X22AG15N8MF В УСЛОВИЯХ ПОВТОРНОГО РАСТЯЖЕНИЯ	
<i>Блинов Е.В., Просвирнин Д.В., Блинов В.М., Терентьев В.Ф.</i>	285
ВЛИЯНИЕ V, Ti, Nb НА МЕЖЗЕРЕННОЕ РАЗРУШЕНИЕ В НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЯХ С КАРБОНИТРИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ	
<i>Бродецкий И.Л., Троцан А.И., Александров В.Д., Харчевников В.П.</i>	287
ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА И СТРУКТУРЫ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ 6XXX СЕРИИ ПОВЫШЕННОЙ ПРОЧНОСТИ	
<i>Брянцев П.Ю., Самошина М.Е.</i>	289
ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ И ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМА ЗАРОЖДЕНИЯ ТРЕЩИН КОРРОЗИОННОЙ УСТАЛОСТИ В НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ МАЛОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЯХ	
<i>Бутусова Е.Н., Чувильдеев В.Н., Нохрин А.В.</i>	291

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ЭЛЕКТРОННОГО СТРОЕНИЯ АТОМОВ ДВОЙНЫХ СПЛАВОВ АЛЮМИНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА <i>Вальтер А.И., Евдокимов Е.Г., Маленко П.И.</i>	293
РАСПРЕДЕЛЕНИЕ КЛАСТЕРОВ МАЛОГО РАЗМЕРА В МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКОМ ИЗОБРАЖЕНИИ ФЕРРИТНО-ПЕРЛИТНОЙ МИКРОСТРУКТУРЫ СТАЛЕЙ <i>Винокуров Г.Г., Попов О.Н., Винокурова С.Г.</i>	295
РАСПРЕДЕЛЕНИЕ СТРУКТУРНО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПО ОБЪЕМУ РАСКАТАННОЙ НА КЛИН РЕССОРНОЙ СТАЛИ 50ХГФА <i>Власов О.В., Галкин В.В., Пачурин Г.В.</i>	297
ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ВЫДЕЛЕНИЯ СИГМА-ФАЗЫ В ДЕФОРМАЦИОННО-СТАРЕЮЩЕМ МАГНИТНО-ТВЕРДОМ СПЛАВЕ Fe-32,5%Cr-12,3%Co-2%Cu <i>Вомпе Т.А., Миляев И.М., Юсупов В.С., Пруцков М.Е.</i>	299
ЦИКЛИЧЕСКАЯ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ ДЕФОРМАЦИОННО-УПРОЧНЕННЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ <i>Галкин В.В., Пачурин Г.В.</i>	301
ОСОБЕННОСТИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АМОРФНЫХ СПЛАВОВ, ПОДВЕРГНУТЫХ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ <i>Глезер А.М., Шурыгина Н.А., Пермьякова И.Е., Блинова Е.Н.</i>	303
МЕХАНИКА ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ СЕРОГО ЧУГУНА <i>Гончарова И.В., Рычков Б.А.</i>	304
СОЕДИНЕНИЕ ТВЕРДОГО СПЛАВА СО СТАЛЬЮ МЕТОДОМ ВЫСОКОВОЛЬТНОЙ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЙ КОНСОЛИДАЦИИ <i>Григорьев Е.Г., Джумаев П.С., Емельянова О.В.</i>	307
DEFECT SUBSTRUCTURE EVOLUTION IN FATIGUE LOADED AND FAILED STAINLESS STEEL PROCESSED BY HIGH-INTENSITY ELECTRON BEAM <i>Grotov V.E., Tang G, Vorobyev S.V., Ivanov Yu.F., Gorbunov S.V., Bessonov D.A., Kononov S.V.</i>	308
СОПРОТИВЛЕНИЕ УСТАЛОСТИ НА ВОЗДУХЕ И В КОРРОЗИОННОЙ СРЕДЕ ДЕФОРМИРОВАННЫХ ЛИСТОВЫХ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ <i>Гущин А.Н., Пачурин Г.В., Власов В.А.</i>	310
К ВОПРОСУ ПОВЫШЕНИЯ УСТАЛОСТНОЙ ПРОЧНОСТИ И ДОЛГОВЕЧНОСТИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ТИТАНА <i>Гущин А.Н.</i>	312
ВЛИЯНИЕ КРИТИЧЕСКИХ ДЕФЕКТОВ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СУБМИКРОННОГО ТВЕРДОГО СПЛАВА WC-8%Co-1%Cr ₃ C ₂ <i>Дворник М.И., Зайцев А.В., Еришова Т.Б.</i>	314
ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ СПЛАВА АК 12 ПРИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ПЕРЕМЕННЫХ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫХ ПОЛЕЙ <i>Демидов А.А., Кавицкий И.М., Гвоздев А.Е., Мясникова Л.В.</i>	316
СТРУКТУРНЫЕ ПРИЧИНЫ ШИФЕРНОГО ИЗЛОМА СТАЛИ 12ГБА В СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СОСТОЯНИИ <i>Деревягина Л.С., Заточная Л.В.</i>	318
ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫЕ СТАЛИ ДЛЯ РАБОЧИХ ВАЛКОВ СТАНОВ ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКИ. <i>Доронин И.В., Юсупов В.С., Русаков А.Д., Лукина Ю.А.</i>	320
ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И ДОЛГОВЕЧНОСТЬ СПЛАВА НА ОСНОВЕ Ni ₃ Al ТИПА ВКНА. <i>Дроздов А.А., Казанская Н.К., Поварова К.Б., Самсонова М.А., Морозов А.А.</i>	321
ФОРМИРОВАНИЕ МЕЗОСКОПИЧЕСКИХ СКЛАДЧАТЫХ СТРУКТУР НА СВОБОДНОЙ ПОВЕРХНОСТИ СТАЛЬНЫХ ОБРАЗЦОВ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ <i>Емельянова О.С., Романова В.А.</i>	323
ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ПОЛЗУЧЕСТЬ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Nb ₃ Al <i>Карпов М.И., Коржов В.П., Кийко В.М., Прохоров Д.В.</i>	325
ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО НАГРУЖЕНИЯ НА ДЕФОРМИРОВАНИЕ И ПРОЧНОСТЬ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ СТАЛЕЙ В УСЛОВИЯХ ПЕРЕМЕННЫХ ТЕМПЕРАТУР <i>Ковальчук Б.И., Зайцева Л.В.</i>	327

ВЛИЯНИЕ ДИСПЕРСНОСТИ И ФОРМЫ КАРБИДНЫХ ВЫДЕЛЕНИЙ НА ТЕМПЕРАТУРЫ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ И УСЛОВИЯ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ В СЛОЖНОЛЕГИРОВАННЫХ ТРУДНОДЕФОРМИРУЕМЫХ СТАЛЯХ	
<i>Кондрашина А.В., Кузовлева О.В., Тихонова И.В., Гвоздев А.Е., Власов К.В.</i>	329
ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ СЖАТИЕМ НА СТРУКТУРУ, МАГНИТНЫЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Fe-Cr-Co В ВЫСОКОКОЭРЦИТИВНОМ СОСТОЯНИИ	
<i>Корзников А.В., Миляев И.М., Корзникова Г.Ф.</i>	331
ФОРМИРОВАНИЕ ГРАДИЕНТНОЙ СТРУКТУРЫ В МАГНИТОТВЕРДЫХ СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Fe-Cr-Co ПРИ КОМБИНИРОВАННОМ НАГРУЖЕНИИ	
<i>Корзникова Г. Ф.</i>	332
СТРУКТУРА И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НОВОЙ ЛИТЕЙНОЙ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ	
<i>Костина М.В., Мурадян С.О., Хадыев М.С., Самсонова М.А.</i>	333
МЕХАНИЗМЫ ПРЕЖДЕВРЕМЕННОГО РАЗРУШЕНИЯ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ АУСТЕНИТНОГО КЛАССА	
<i>Кудря А.В., Козлов Д.А., Скородумов С.В.</i>	336
ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРОЗИИ СЛОЖНОЛЕГИРОВАННОГО СПЛАВА В УСЛОВИЯХ ЗНАКОПЕРЕМЕННОЙ ДЕФОРМАЦИИ	
<i>Кузмяк А.Е., Есипова Н.Е., Кожеуров А.В., Ицков С.В.</i>	338
ДЛИТЕЛЬНАЯ ПРОЧНОСТЬ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА ЖС36-ВИ С ГРАДИЕНТНЫМ КОМПЛЕКСНЫМ ПОКРЫТИЕМ	
<i>Кузнецов В.П., Лесников В.П., Конакова И.П., Мороз Е.В.</i>	340
ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА ЖС36-ВИ ПОСЛЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ВЫДЕРЖЕК	
<i>Кузнецов В.П., Лесников В.П., Конакова И.П., Попов Н.А.</i>	342
ИЗМЕНЕНИЕ СВОЙСТВ ТИТАНОВЫХ И ПРЕЦИЗИОННЫХ СПЛАВОВ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ МАГНИТНО-ИМПУЛЬСНЫХ ПОЛЕЙ И КОРОННОГО РАЗРЯДА	
<i>Кузьмина А.В., Помельникова А.С., Шипко М.Н.</i>	344
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СТАТИСТИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК РАЗБРОСА МЕХАНИЧЕСКОЙ НАГРУЗКИ НА ВЕРОЯТНОСТЬ РАЗРУШЕНИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ АТОМНЫХ РЕАКТОРОВ	
<i>Кузьмичевский А.Ю., Гетман А.Ф.</i>	345
МИКРОСТРУКТУРА, ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПОСЛЕ ТЕПЛОЙ ПРОКАТКИ	
<i>Лотков А.И., Кашин О.А., Гришков В.Н., Круковский К.В., Жапова Д.Ю.</i>	346
ПРОЧНОСТЬ АЛЮМИНИЯ ПРИ НАГРУЗКЕ В КОНТАКТЕ С ГАЛЛИЙСОДЕРЖАЩИМ РАСПЛАВОМ	
<i>Малкин А.И., Бессонов А.И., Занозин В.М., Полукарова З.М.</i>	348
ИЗМЕНЕНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА ДЕФОРМИРУЕМЫХ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ ПРИ НАГРЕВЕ	
<i>Мальцева Л.А., Юровских А.С., Мальцева Т.В., Шаранова В.А., Цаплина Е.М.</i>	351
СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МАРТЕНСИТНОГО СПЛАВА Cu-Al-Ni ДЕФОРМИРОВАННОГО СЖАТИЕМ	
<i>Матлахов А.Н., Брага Ф.О., Матлахова Л.А., Заболотный В.Т.</i>	352
ВЛИЯНИЕ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЯ ПОД НАГРУЗКОЙ НА МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО Cu-Al-Ni СПЛАВА	
<i>Матлахова Л.А., Перейра Э.К., Матлахов А.Н., Колмаков А.Г.</i>	354
ВЛИЯНИЕ ТЕКСТУРЫ НА ФОРМИРОВАНИЕ ТВЕРДОФАЗНОГО СОЕДИНЕНИЯ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 В РАЗНЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЯХ	
<i>Мухаметрахимов М. Х.</i>	356
ЭКСПЛУАТАЦИОННАЯ НАДЕЖНОСТЬ АЛЬТЕРНАТИВНЫХ АВТОМАТНЫХ СТАЛЕЙ	
<i>Никитин М.С., Рябов А.В.</i>	357
ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРНО-ВРЕМЕННЫХ ПАРАМЕТРОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ЭНЕРГОЕМКОСТЬ И МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ СТАЛИ ТИПА 15Х2НМФА	
<i>Никулин С.А., Кудря А.В., Соколовская Э.А., Кузько Е.И., Чернобаева А.А., Арсенкин А.М., Скородумов С.В.</i>	358

ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ ЦЕМЕНТОВАННЫХ ЗУБЧАТЫХ КОЛЕС <i>Пахомова С.А.</i>	360
ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ ТИТАНА В ПРОЦЕССЕ СВАРКИ ВЗРЫВОМ ПРИ ОТРИЦАТЕЛЬНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ <i>Первухина О.Л., Денисов И.В., Сайков И.В., Шишкин Т.А.</i>	363
ДОЛГОВЕЧНОСТЬ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ С УЧЕТОМ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ НЕЛИНЕЙНЫХ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ <i>Писаренко Г.Г., Майло А.Н., Войналович А.В.</i>	364
НИЗКОЧАСТОТНАЯ УСТАЛОСТЬ И КОРРОЗИОННАЯ УСТАЛОСТЬ ПОДЗЕМНЫХ МАГИСТРАЛЬНЫХ ТРУБОПРОВОДОВ <i>Побережный Л.Я., Станецкий А.И.</i>	367
СТРУКТУРНО-ОРИЕНТАЦИОННАЯ НЕУСТОЙЧИВОСТЬ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ В ГПУ - СПЛАВАХ ЦИРКОНИЯ <i>Полетика Т.М., Пишеничников А.П., Гирсова С.Л.</i>	369
ЗАРОЖДЕНИЕ И РАЗВИТИЕ УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН В СТАЛЯХ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ЦИКЛИЧЕСКОЙ СЖИМАЮЩЕЙ НАГРУЗКИ <i>Попелюх А.И., Батаев А.А., Тюрин А.Г., Теплых А.М., Головин Е.Д.</i>	371
ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАГНИТОТВЕРДЫХ СПЛАВОВ Fe-22Cr-15Co(22X15K) И Fe-25Cr-15Co(25X15K) <i>Пруцков М.Е., Миляев И.М., Колмаков А.Г., Юсупов В.С., Миляев А.И.</i>	374
ПРОЧНОСТЬ НЕРАЗЪЕМНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТИТАНА И АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ, ПОЛУЧЕННЫХ СО ₂ -ЛАЗЕРОМ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПРОМЕЖУТОЧНЫХ СЛОЕВ <i>Пугачева Н.Б., Смирнов С.В., Афонин Ю.В., Оришич А.М., Черепанов А.Н.</i>	376
ИЗУЧЕНИЕ УПРУГИХ СВОЙСТВ НАНОКРИСТАЛЛОВ ВОЛЬФРАМА <i>Пугачевский М.А.</i>	378
ИЗМЕНЕНИЕ БЛИЖНЕГО ПОРЯДКА ПРИ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВА Ni ₃ Al С СИММЕТРИЧНЫМИ ГРАНИЦАМИ ЗЕРЕН <i>Ракутин Р.Ю., Годенова Е.Г., Старостенков М.Д.</i>	380
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ПОВЕДЕНИЕ ПРИ НАГРЕВАХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Mg-Y-Gd-Zr <i>Рохлин Л.Л., Добаткина Т.В., Тарытина И.Е., Лукьянова Е.А.</i>	382
ВЗАИМОСВЯЗЬ МЕЖДУ МАГНИТНЫМИ ПАРАМЕТРАМИ СТАЛЕЙ В НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОМ СОСТОЯНИИ <i>Сандомирский С.Г.</i>	384
ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ ТРАНСФОРМАЦИОННО-УПРОЧНЕННОЙ КЕРАМИКИ ПРИ ДИНАМИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ <i>Скрипняк В.А., Скрипняк Е.Г., Скрипняк В.В., Козулин А.А.</i>	387
ВЛИЯНИЕ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ ПРЕЦИЗИОННОГО СПЛАВА 44НХТЮ ПО СРАВНЕНИЮ СО СТАНДАРТНЫМИ РЕЖИМАМИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ. <i>Скуднов В.А., Харитонов С.В., Редькина Н.В.</i>	389
ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ ЭЛИНВАРНОГО СПЛАВА 44НХТЮ <i>Скуднов В.А., Харитонов С.В., Чегуров М.К.</i>	390
НОВАЯ ОБЛАСТЬ ПРИМЕНЕНИЯ КОРРОЗИОННО-СТОЙКИХ МАРТЕНСИТНО-СТАРЕЮЩИХ СТАЛЕЙ <i>Тарасенко Л.В., Унчикова М.В.</i>	390
УСТАЛОСТНАЯ ПРОЧНОСТЬ ТОНКОЛИСТОВОЙ ТРИП СТАЛИ <i>Терентьев В.Ф., Алексеева Л.Е., Кораблева С.А., Просвирнин Д.В., Филиппов Г.А.</i>	392
ЦИКЛИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ СТАЛЕЙ С ТРИП – ЭФФЕКТОМ <i>Терентьев В.Ф., Кораблева С.В.</i>	394
ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛИТЫХ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ С ОБЪЕМНОЙ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ <i>Фирстов С.А., Горбань В.Ф., Крапивка Н.А., Печковский Э.П., Самелюк А.В.</i>	396

ВЛИЯНИЕ ГЕТЕРОГЕННОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА РЕЛАКСАЦИЮ ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА Pd ₄₀ Cu ₄₀ P ₂₀	
<i>Хоник С.В., Макаров А.С.</i>	398
МОДИФИКАЦИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 2024-T3 ЗА СЧЕТ ВВОДА СИЛОВЫХ ИМПУЛЬСОВ ЭНЕРГИИ	
<i>Чаусов Н.Г., Засимчук Е.Э., Гуцайлюк В.Б.</i>	400
СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПРОМЫШЛЕННЫХ ЛИСТОВ ИЗ АЛЮМИНИЙ- ЛИТИЙ-МЕДЬ-МАГНИЕВОГО СПЛАВА	
<i>Шамрай В.Ф., Клочкова Ю.Ю., Лазарев Э.М., Гордеев А.С., Истомин-Кастровский В.В.</i>	401
СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ АГРЕГАТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛИ ПРИ НЕЛИНЕЙНОЙ ДИФФУЗИИ ВОДОРОДА	
<i>Шашкова Л.В.</i>	404
ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА ТЕРМООБРАБОТКИ НА ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И ДЕФЕКТНУЮ СТРУКТУРУ ЖАРОПРОЧНОЙ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭК-181	
<i>Шевяко Н.А., Тюменцев А.Н., Астафурова Е.Г., Литовченко И.Ю., Чернов В.М., Леонтьева- Смирнова М.В.</i>	406
ВЛИЯНИЕ ИМПУЛЬСНОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА СКЛОННОСТЬ СПЛАВОВ Fe-Si-Al К ХРУПКОМУ РАЗРУШЕНИЮ	
<i>Шипко М.Н., Дуров Н.М., Коровушкин В.В., Шипко Г.А., Степович М.А.</i>	408
ИССЛЕДОВАНИЕ СТРОЕНИЯ ВИДМАНШТЕТТОВОГО ФЕРРИТА И ВЛИЯНИЕ ЕГО НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ДОЭВТЕКТОИДНОЙ СТАЛИ	
<i>Шляхова Г.В., Сизова О.В., Колубаев А.В.</i>	409
СЕКЦИЯ 6 - ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОСТРУКТУРНЫХ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ	411
ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ ТОПЛИВНЫХ ТАБЛЕТОК С ГРАДИЕНТНОЙ МИКРОСТРУКТУРОЙ	
<i>Аверин С.И., Алымов М.И., Гнедовец А.Г.</i>	412
МЕХАНИЧЕСКИЕ И МАГНИТНЫЕ ГИСТЕРЕЗИСНЫЕ СВОЙСТВА ПОРОШКОВЫХ ПОСТОЯННЫХ МАГНИТОВ ИЗ МАГНИТОТВЕРДЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Fe-(22-25)Cr-15Co	
<i>Алымов М.И., Миляев И.М., Юсупов В.С., Анкудинов А.Б., Зеленский В.А., Миляев А.И.</i>	413
РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ВЫСОКОПРОЧНОЙ КЕРАМИКИ ИЗ ПЛАЗМОХИМИЧЕСКИХ НАНОСТРУКТУРНЫХ ПОРОШКОВ НА ОСНОВЕ Al ₂ O ₃	
<i>Андреец С.П., Погребенков В.М., Ушакова Т.В.</i>	415
ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ НАНОСТРУКТУРНЫХ ПОРОШКОВ НА ОСНОВЕ ОКСИДА ЦИРКОНИЯ	
<i>Антипов В.И., Виноградов Л.В., Колмаков А.Г., Галахов А.В., Баранов Е.Е., Хейфец М.Л., Клименко С.А., Салько А.Е.</i>	418
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ НА СТРУКТУРУ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНО- И УЛЬТРАДИСПЕРСНЫХ КЕРАМИК НА ОСНОВЕ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ	
<i>Болдин М.С., Сахаров Н.В., Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н.</i>	420
ПОРОШОК СПЛАВА Co-Cr-Al-Y-Si И ТЕХНОЛОГИЯ ЕГО ПОЛУЧЕНИЯ	
<i>Василега О.П.</i>	421
ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ ПОРОШКОВЫХ КОМПОЗИТОВ FeCuMo	
<i>Гетьман О.И., Радченко П.Я., Паничкина В.В., Подрезов Ю.Н., Скороход В.В.</i>	423
ГАЗОВОЕ АЗОТИРОВАНИЕ НАНОПОРОШКОВ ЖЕЛЕЗА ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ВЫСОКОАЗОТИСТЫХ ПОРОШКОВЫХ СТАЛЕЙ	
<i>Гнедовец А.Г., Алымов М.И., Анкудинов А.Б., Зеленский В.А., Трегубова И.В., Тихомиров С.А.</i>	425
ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ВЫСОКОВОЛЬТНОЙ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЙ КОНСОЛИДАЦИИ ПОРОШКОВ	
<i>Григорьев Е.Г.</i>	426
РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ СИНТЕЗА И КОНСОЛИДАЦИИ НАНОПОРОШКОВ ВОЛЬФРАМОВЫХ СПЛАВОВ W-10 мас.% (Ni-Fe-Co)	
<i>Евстратов Е.В.</i>	429

ВЛИЯНИЕ МЕХАНОАКТИВАЦИИ НА ПРЕССУЕМОСТЬ ПОРОШКОВОЙ СМЕСИ ВОЛЬФРАМ-АЛЮМИНИЙ <i>Занозин В.М., Малкин А.И., Топоров Ю.П.</i>	430
ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО ИЗМЕЛЬЧЕНИЯ НА СИНТЕЗ ФЕРРИТОВЫХ ПОРОШКОВ <i>Ильющенко А.Ф., Леуко А.И., Талако Т.Л.</i>	433
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ХАРАКТЕРИСТИК ПОРОШКОВ ZrO_2 (3%МОЛЬ Y_2O_3), СИНТЕЗИРОВАННЫХ МЕТОДОМ УЛЬТРАЗВУКОВОГО РАСПЫЛИТЕЛЬНОГО ПИРОЛИЗА, НА СТРУКТУРУ СПЕЧЁННОЙ КЕРАМИКИ <i>Колмаков А.Г., Галахов А.В., Антипов В.И., Виноградов Л.В., Баранов Е.Е.</i>	434
ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ КОНСТРУКЦИОННОЙ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ НАНОПОРОШКОВ СИСТЕМЫ $Al_2O_3 - ZrO_2 - CeO_2$ <i>Подзорова Л.И., Ильичева А.А., Аладьев Н.А., Куцев С.В., Пенькова О.И., Таланова Г.В., Шворнева Л.И.</i>	435
ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛОВЫХ ПРОЦЕССОВ В МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ ПОРОШКОВЫХ СИСТЕМАХ ПРИ УДАРНО-ВОЛНОВОМ НАГРУЖЕНИИ <i>Сайков И.В., Первухин Л.Б., Первухина О.Л.</i>	437
ВЛИЯНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА НА ИЗМЕЛЬЧЕНИЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ЧАСТИЦ В СПЛАВАХ СИСТЕМ $Al - Fe$ И $Al - Fe - Si$ В ПРОЦЕССЕ МЕХАНИЧЕСКОГО ЛЕГИРОВАНИЯ <i>Самошина М.Е., Брянцев П.Ю.</i>	439
ПОЛУЧЕНИЕ НАНОПОРОШКОВ НИТРИДА ХРОМА <i>Тихомиров С.А., Трегубова И.В., Алымов М.И., Тарасов О.Д., Коровкина Н.Ф., Гнедовец А.Г.</i>	441
ПОВЫШЕНИЕ ПЛАСТИЧНОСТИ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ ПОЛУЧЕННЫХ ПО ТЕХНОЛОГИИ СТРУЙНОГО ФОРМИРОВАНИЯ <i>Ульшин В.И., Ульшин С.В.</i>	442
ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ ПОРИСТОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ ПОРОШКА КАРБИДА ТИТАНА И ЕГО МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА <i>Шустов В.С.</i>	443
СЕКЦИЯ 7 - СОЗДАНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ ПОКРЫТИЙ, ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ И ГРАДИЕНТНЫХ СТРУКТУР ДЛЯ ПЕРСПЕКТИВНЫХ МАТЕРИАЛОВ С УЛУЧШЕННЫМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ	445
СОЗДАНИЕ ТВЕРДЫХ, ИЗНОСО-И КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ НАНОСТРУКТУРНЫХ ПОКРЫТИЙ МЕТОДОМ ПЛАЗМЕННОЙ ДЕТОНАЦИИ ПОРОШКОВЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ $Ni - Cr$ И $Co - Cr$ <i>Алонцева Д.Л.</i>	446
ВЛИЯНИЕ УПРОЧНЕНИЯ ПОВЕРХНОСТИ НА НАКОПЛЕНИЕ ПОВРЕЖДЕНИЙ В МАТЕРИАЛЕ <i>Багмутов В.П., Столярчук А.С., Коробов А.В.</i>	448
О ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИКАХ ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ КВАРЦЕВОГО СТЕКЛА <i>Бедарев А.Г., Савенко В.И.</i>	450
АДГЕЗИОННАЯ ПРОЧНОСТЬ НАНОКОМПОЗИТНЫХ ПОКРЫТИЙ TiN И $Zr-Ti-Si-N$, НАНЕСЕННЫХ ВАКУУМНО-ДУГОВЫМИ МЕТОДАМИ <i>Береснев В.М., Турбин П.В., Ковалева М.Г., Колесников Д.А., Маликов Л.В., Грудницкий В.В., Стадник Ю.С., Фурсова Е.В.</i>	453
КОРРЕЛЯЦИЯ ШЕРОХОВАТОСТЕЙ КОНТАКТНЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ ТРЕНИЯ ПОКРЫТИЯ С УЛЬТРАДИСПЕРСНЫМИ МОДИФИЦИРУЮЩИМИ ДОБАВКАМИ И СТАЛЬНОГО КОНТРЕЛА <i>Винокуров Г.Г., Лебедев Д.И.</i>	454
FORMATION AND EVOLUTION OF NANOSTRUCTURAL PHASE STATES IN PLASMA-HARDENED ROLLS SURFACE <i>Gromov V.E., Konovalov S.V., Efimov O.Yu, Ivanov Yu.F.</i>	456
МЕХАНИЗМЫ ОТСЛОЕНИЯ НАНОПЛЕНОК ПРИ ВАКУУМНОМ ОСАЖДЕНИИ <i>Егоров Г.П., Волков А.А.</i>	458
АВТОМАТИЗИРОВАННАЯ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНАЯ УСТАНОВКА ДЛЯ МОДИФИКАЦИИ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ МАТЕРИАЛОВ <i>Жмакин Ю.Д., Романов Д.А., Будовских Е.А., Громов В.Е., Кузнецов В.А.</i>	459

РЕЛАКСАЦИОННАЯ СТОЙКОСТЬ ОСАЖДЕННЫХ В ВАКУУМЕ ДИСПЕРСНОУПРОЧНЕННЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ НИКЕЛЬ - ОКСИДЫ <i>Ильинский А.И., Лябук С.И.</i>	462
МИРОВЫЕ ТЕНДЕНЦИИ ФОРМИРОВАНИЯ НАНО СТРУКТУРНЫХ ГАЗОТЕРМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ <i>Калита В. И., Комлев Д.И.</i>	463
ИССЛЕДОВАНИЕ ПЛЕНОК НАНОПОРИСТОГО ОКСИДА АЛЮМИНИЯ, ПОЛУЧЕННОГО АНОДИРОВАНИЕМ В ЩЕЛОЧНЫХ ЭЛЕКТРОЛИТАХ <i>Каныгина О.Н., Филяк М.М.</i>	465
МЕЗОМЕХАНИКА ПОВЕРХНОСТНЫХ ЯВЛЕНИЙ В НАГРУЖЕННЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛАХ <i>Карпенко Н.И., Романова В.А., Балохонов Р.Р., Емельянова О.С.</i>	467
ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ФОРМИРОВАНИЯ ГРАДИЕНТНЫХ СТРУКТУР В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПОСЛЕ ИОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ КРЕМНИЕМ МЕТОДОМ ДИФРАКЦИИ ОБРАТНОРАССЕЯННЫХ ЭЛЕКТРОНОВ <i>Лотков А.И., Мейснер С.Н., Соловьев А.А., Мейснер Л.Л., Сочугов Н.С.</i>	469
ИЗМЕНЕНИЕ НЕУПРУГИХ СВОЙСТВ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ИЗ НИКЕЛИДА ТИТАНА С ПОКРЫТИЯМИ ИЗ МОЛИБДЕНА И ТАНТАЛА ПОСЛЕ ИОННОЙ МОДИФИКАЦИИ <i>Мейснер Л.Л., Лотков А.И., Нейман А.А., Арышева Г.В., Ситник К.А.</i>	470
ИССЛЕДОВАНИЕ ГРАДИЕНТА ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ И МОДУЛЯ УПРУГОСТИ ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА ПОВЕРХНОСТЬ НИКЕЛИДА ТИТАНА <i>Мейснер Л.Л., Лотков А.И., Остапенко М.Г., Гудимова Е.Ю.</i>	471
НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЕ ПОКРЫТИЯ МЕТАЛЛОРЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА <i>Мокрицкий Б.Я., Бурков А.А.</i>	473
ХАРАКТЕРИСТИКИ КОМПОЗИЦИОННОГО ПОКРЫТИЯ НИКЕЛЬ – НАНОДИБОРИД ХРОМА <i>Ноздрин И.В., Галевский Г.В., Руднева В.В.</i>	475
ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ НАПЫЛЕННОГО ЭЛЕКТРОДУГОВОГО ПОКРЫТИЯ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ ИЗДЕЛИЯ <i>Оноприенко В.Г., Артеменко Т.А.</i>	477
ВЛИЯНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА АЗОТИРОВАННОГО СЛОЯ НА МЕХАНИЗМ РАЗРУШЕНИЯ И АДГЕЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ РАБОЧЕЙ ПОВЕРХНОСТИ ПРЕСС-ФОРМ ДЛЯ ЛИТЬЯ ПОД ДАВЛЕНИЕМ <i>Оноприенко В.Г., Колягин Е.Ю., Марчук С.И., Труш Е.С.</i>	479
ОСОБЕННОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ТИТАНОВЫХ ЗАГОТОВОК ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ <i>Павлюкова Д.В., Мали В.И., Батаев А.А., Батаев И.А., Макарова Е.Б.</i>	481
МЕХАНИЗМЫ РЕЛАКСАЦИИ ТЕРМИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ В НАНОСТРУКТУРНЫХ ПЛЕНКАХ И ПОКРЫТИЯХ <i>Панин А.В., Шугуров А.Р., Козельская А.И.</i>	483
ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ МИКРОПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛЬНОГО КАТОДА <i>Паничкин А.В., Мамаева А.А., Жунусова С.С., Кишибекова Б.Б.</i>	485
ЗАКОНОМЕРНОСТИ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ АЛЮМИНИЙ-ЛИТИЕВЫХ СПЛАВОВ И ИХ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ С НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫМИ ПОВЕРХНОСТНЫМИ СЛОЯМИ <i>Почивалов Ю.И., Панин В.Е., Лукин В.И., Иода Е.Н.</i>	486
ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ ОСНОВЫ НА ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ДИФфуЗИОННЫХ БОРИДНЫХ ПОКРЫТИЙ ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ И ИЗНОСЕ <i>Пугачева Н.Б., Гурченко Т.М.</i>	488
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ДИФфуЗИОННЫХ БОРИДНЫХ ПОКРЫТИЙ <i>Пугачева Н.Б., Замятин А.Н.</i>	490
ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА АЛЮМИНИЕВОГО ГАЗОТЕРМИЧЕСКОГО ПОКРЫТИЯ НА МЕДИ ПОСЛЕ НАПЫЛЕНИЯ, НАГРЕВА И ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ <i>Радюк А.Г., Титлянов А.Е., Щетинин И.В.</i>	491
ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫХ ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ W-Cu <i>Романов Д.А., Ионина А.В., Будовских Е.А., Громов В.Е.</i>	493

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ХРОМОАЛИТИРОВАНИЯ С ЦЕЛЬЮ УВЕЛИЧЕНИЯ ДОЛГОВЕЧНОСТИ ДЕТАЛЕЙ ГАЗОТУРБИННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ ИЗ НИКЕЛЕВЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ <i>Симонов В.Н., Унчикова М.В., Шкретов Ю.П.</i>	494
МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВОВ С НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫМ ПОВЕРХНОСТНЫМ СЛОЕМ ПРИ ВЫСОКИХ СКОРОСТЯХ ДЕФОРМАЦИИ <i>Скрипняк В.А., Скрипняк Е.Г., Скрипняк Н.В.</i>	496
РАЗРУШЕНИЕ И ДЕФОРМИРОВАНИЕ ХРУПКОГО ТВЕРДОГО ПОКРЫТИЯ НАНЕСЕННОГО НА ПОЛИМЕРНОЕ ОСНОВАНИЕ В УСЛОВИЯХ ЛОКАЛЬНОГО НАГРУЖЕНИЯ <i>Ушаков И.В., Облицов И.В., Киселев Э.Д.</i>	498
ДЕФОРМИРОВАНИЕ И РАЗРУШЕНИЕ НАНОСТРУКТУРНОГО МАТЕРИАЛА НА ГРАНИЦЕ ОБЛАСТИ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКИ <i>Ушаков И.В., Сафронов И.С., Людчик О.Р.</i>	500
ПОЛУЧЕНИЕ ПОКРЫТИЙ ИЗ СМЕСЕЙ ПОРОШКОВ КАРБИДА ХРОМА С МЕТАЛЛАМИ ВЗРЫВНЫМ ПРЕССОВАНИЕМ БЕЗ СПЕКАНИЯ <i>Харламов В.О., Крохалев А.В., Кузьмин С.В., Лысак В.И.</i>	503
ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛА С КОМПОЗИТНЫМ ПОКРЫТИЕМ НА МЕЗОУРОВНЕ <i>Шваб Е.А., Балохонов Р.Р.</i>	505
ИССЛЕДОВАНИЕ УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И РАЗРУШЕНИЯ НАНОСТРУКТУРНЫХ ПОКРЫТИЙ ДЛЯ РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА <i>Ширманов Н.А.</i>	507
ФРАКТАЛЬНАЯ РАДИАЦИОННАЯ КИНЕТИКА МЕЗОСТРУКТУР ТОНКИХ АМОРФНЫХ ПЛЕНОК С ДАЛЬНОДЕЙСТВУЮЩЕЙ СТАТИСТИКОЙ <i>Щеголева С.А., Панов Е.С., Юдин В.В.</i>	508
ВЫБОР МОДИФИКАТОРОВ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ НИКЕЛЬ-ФОСФОРНЫХ ПОКРЫТИЙ С АНТИФРИКЦИОННЫМИ СВОЙСТВАМИ <i>Щербачков И.Н., Иванов В.В.</i>	510
СЕКЦИЯ 8 - ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ ПЕРСПЕКТИВНЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ И НАНОМАТЕРИАЛОВ (КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ, ВЫСОКОПРОЧНЫХ КЕРАМИК, ГЕТЕРОСТРУКТУР, ФУЛЛЕРЕНОВ, ПЕНОМАТЕРИАЛОВ И СОТОВЫХ СТРУКТУР).....	511
КОНСТРУКЦИОННАЯ КЕРАМИКА ИНСТРУМЕНТАЛЬНОГО НАЗНАЧЕНИЯ ИЗ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ КОМПОЗИТНЫХ ПОРОШКОВ СОСТАВА $Al_2O_3-ZrO_2$ <i>Антипов В.И., Колмаков А.Г., Галахов А.В., Виноградов Л.В., Клименко С.А., Баранов Е.Е., Лазарев Э.М.</i>	512
ВЛИЯНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ НА СКОРОСТИ РАСПРОСТРАНЕНИЯ ПРОДОЛЬНЫХ УПРУГИХ ВОЛН И ИХ АНИЗОТРОПИЮ В КВАРЦСОДЕРЖАЩИХ КОМПОЗИТНЫХ ГЕОМАТЕРИАЛАХ <i>Бардушкин В.В., Никитин А.Н., Яковлев В.Б.</i>	514
ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ МНОГОСЛОЙНЫХ СТАЛЬНЫХ КОМПОЗИТОВ В УСЛОВИЯХ СТАТИЧЕСКОГО, ДИНАМИЧЕСКОГО И УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ <i>Батаев И.А., Батаев А.А., Мали В.И., Смирнов А.И., Гонтаренко А.С.</i>	516
ФОРМИРОВАНИЕ НАНОКЛАСТЕРОВ В ДВУХСЛОЙНЫХ ПЛЕНОЧНЫХ СИСТЕМАХ Ag/Fe И Cu/Fe В ГРАДИЕНТНОМ ТЕМПЕРАТУРНОМ ПОЛЕ <i>Васильев Б.В.</i>	518
УПРОЧНЕНИЕ КРЕМНИЯ В УСЛОВИЯХ СОВМЕСТНОГО ДЕЙСТВИЯ ТЕПЛОВЫХ И ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПОЛЕЙ <i>Велиханов А.Р.</i>	520
ИЗУЧЕНИЕ ПРОЦЕССОВ КАТАЛИТИЧЕСКОГО СИНТЕЗА КУБИЧЕСКОГО НИТРИДА БОРА НА ОСНОВЕ КОМПЛЕКСНОЙ ТОПОЛОГИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ <i>Витязь П.А., Хейфец М.Л., Сенють В.Т., Колмаков А.Г.</i>	522

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОГО СТАТИЧЕСКОГО ДАВЛЕНИЯ И ТЕМПЕРАТУРНОЙ ОБРАБОТКИ НА СУБМИКРО- И МИКРОСТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В ШУНГИТОВОМ УГЛЕРОДЕ <i>Витязь П.А., Хейфец М.Л., Сенють В.Т., Энхтур Л.</i>	525
ВЛИЯНИЕ ВТОРИЧНЫХ УЛЬТРАДИСПЕРСНЫХ КАРБИДОВ И СТРУКТУРЫ МАТРИЦЫ НА СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ ИЗ ЭВТЕКТИЧЕСКОГО ХРОМОВАНАДИЕВОГО ЧУГУНА <i>Дампилов Б.В., Дураков В.Г.</i>	528
ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИИ УДЛИНЕНИЯ КОНЕЧНЫХ ЗОН КРУПНОГАБАРИТНОГО БИМЕТАЛЛА В ПРОЦЕССЕ СВАРКИ ВЗРЫВОМ <i>Денисов И.В., Лось И.С., Первухина О.Л.</i>	530
УПРОЧНЕНИЕ МАТЕРИАЛОВ НАНОДИСПЕРСНЫМИ ВКЛЮЧЕНИЯМИ <i>Дерюгин Е.Е.</i>	532
ИССЛЕДОВАНИЕ РЕОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СЛОИСТОГО УГЛЕПЛАСТИКА <i>Думанский А.М., Таурова Л.П., Алимов М.А.</i>	533
КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ КОРУНДА И МУЛЛИТА, УПРОЧНЕННЫЕ ЧАСТИЦАМИ Ni, Co, Mo, NiAl, TiAl <i>Евдокимов В.Ю., Тюткова Ю.Б., Гнидаш С.В., Овсянников Н.А., Лысенков А.С., Аладьев Н.А., Чхетиани П.Д., Баринов С.М.</i>	535
СТАБИЛИЗАЦИЯ МОРФОЛОГИИ ПОРИСТОЙ СТРУКТУРЫ НЕОРГАНИЧЕСКИХ ОКСИДОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ДВОЙНЫХ ТЕМПЛАТОВ <i>Есерепова И.А., Агафонов А.В., Виноградов В.В.</i>	538
ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ МИКРОСОЕДИНЕНИЙ В МАТРИЧНЫХ ФОТОПРИЕМНЫХ МИКРОСХЕМАХ ПРИ ТЕМПЕРАТУРАХ 300-77°K <i>Ефимов В.М., Гузев А.А.</i>	539
ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ ИНДИЕВЫХ МИКРОСОЕДИНЕНИЙ В МАТРИЧНЫХ ФПУ НА ОСНОВЕ InAs <i>Ефимов В. М.</i>	540
КЕРАМИЧЕСКИЕ КОМПОЗИТЫ С НАНОЛАМИНАТНОЙ МАТРИЦЕЙ НА ОСНОВЕ Ti ₃ SiC ₂ , АРМИРОВАННОЙ ЧАСТИЦАМИ ТВЕРДОЙ ФАЗЫ <i>Истомин П.В., Надуткин А.В., Осипов Г.А.</i>	541
МЕХАНИЗМ РАЗРУШЕНИЯ ПОРИСТЫХ SiC-КЕРАМИК ПРИ РАСТЯЖЕНИИ <i>Кадошцев А.Г., Слуцкер А.И., Бетехтин В.И., Дамаскинская Е.Е., Синани А.Б.</i>	542
МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ ВОЛОКНА МУЛЛИТА: ПОЛУЧЕНИЕ, СТРУКТУРА, ПРОЧНОСТЬ <i>Кийко В.М., Колчин А.А., Милейко С.Т., Новохатская Н.И., Толстун А.Н.</i>	544
BASALTIC CONTINUOUSLY FIBRE OF THE YAKUT LAYERS <i>Kichcin A.K., Semenov Yan S.</i>	546
ПОВРЕЖДАЕМОСТЬ И СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ КЕРАМИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ <i>Колмаков А.Г., Масляев С. А., Пименов В.Н., Пруцков М.Е., Грибков В.А., Дубровский А.В., Сасиновская И.П.</i>	547
ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ ЦИКЛИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ И ТЕРМОУДАРА НА СТРУКТУРУ И АКУСТИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ КРИСТАЛЛОВ ЛАНГАТАТА La ₃ Ga ₅ Ta _{0,5} O ₁₄ <i>Кугаенко О.М., Наими Е.К., Петраков В.С., Уварова С.С., Бузанов О.А., Сахаров С.А., Егоров В.Н., Гастрок Й.</i>	548
СИНТЕЗ, СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ СОЕДИНЕНИЯ Ti ₃ SiC ₂ <i>ЛепакOVA О.К., Итин В.И., Еркаев П.А., Глейкин И.А., Астафурова Е.Г., Афанасьев Н.И.</i>	550
ЭТАПЫ ФОРМИРОВАНИЯ МИКРОСТРУКТУР В ПОЛЕ ЛИКВИДУСА CaO СИСТЕМЫ CaO-Al ₂ O ₃ -SiO ₂ <i>Луцык В.И., Зеленая А.Э.</i>	552
ФАЗОПЕРЕХОДНЫЙ МАТЕРИАЛ НА ОСНОВЕ ФТОРИДА ЛИТИЯ, МЕТАВАНАДАТА И МОЛИБДАТА КАЛИЯ <i>Мальшичева Е.И., Гаркушин И.К., Губанова Т.В.</i>	554

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОГО ГИДРОСТАТИЧЕСКОГО ДАВЛЕНИЯ НА ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ХАЛЬКОГЕНИДНЫХ СТЕКОЛ <i>Микайло О.А., Гуранич О.Г., Рубиш В.В., Гуранич П.П., Штец П.П., Рубиш В.М.</i>	556
ВЛИЯНИЕ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОЙ ПРЕДЫСТОРИИ НА ПРОЦЕССЫ ФАЗООБРАЗОВАНИЯ И ЯВЛЕНИЕ САМОРАЗРУШЕНИЯ КЕРАМИК ТВЁРДЫХ РАСТВОРОВ $\text{ViFeO}_3 - \text{PbTiO}_3$ В ОБЛАСТИ МОРФОТРОПНОГО ФАЗОВОГО ПЕРЕХОДА. <i>Миллер А.И., Шилкина Л.А., Вербенко И.А., Резниченко Л.А.</i>	558
ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ КЕРАМОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ, АРМИРОВАННЫХ УГЛЕРОДНЫМИ ВОЛОКНАМИ <i>Михайловский К.В.</i>	560
ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННЫХ КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМОМАГНЕЗИАЛЬНОЙ ШПИНЕЛИ <i>Проценко О.В., Рысцов В.Н., Игнатъев Д.Н.</i>	562
ТЕРМО- СВЕТО- И ТРИБОДЕСТРУКЦИЯ ПОЛИФТОРСОДЕРЖАЩИХ СЛОИСТО-ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ <i>Рахимова Н.А., Нистратов А.В., Кудашев С.В.</i>	564
ВЛИЯНИЕ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЙ НА ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ В ПОЛИКРИСТАЛЛАХ TlInS_2 И $\text{TlIn}(\text{S}_{0.96}\text{Se}_{0.04})_2$ <i>Рубиш В.М., Росул Р.Р., Гомоннай О.О., Гуранич П.П., Сливка А.Г., Риган М.Ю.</i>	565
ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ДИСПЕРСНО-АРМИРОВАННЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА БАЗЕ СПЛАВА AZ91. <i>Сазонов М.А.</i>	567
ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ СЛОИСТОГО УГЛЕПЛАСТИКА. <i>Северов П.Б., Думанский А.М.</i>	569
ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ СПЛАВА TiNi В УСЛОВИЯХ УСТАЛОСТНОГО НАГРУЖЕНИЯ <i>Севостьянов М.А., Колмаков А.Г., Гончаренко Б.А., Заболотный В.Т., Насакина Е.О., Гришина Н.С., Шкурин С.А.</i>	571
СНИЖЕНИЕ ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЯ УГЛЕРОДНЫХ ВОЛОКОН <i>Сидоров Д.В., Павлов А.О., Мовчан Т.Л., Стороженко П.А.</i>	573
О МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВАХ НАНОВОЛОКОН И МНОГОСЛОЙНЫХ НАНОТРУБОК ИЗ ГРАФЕНОВ ПРИ ПРОДОЛЬНОМ СЖАТИИ <i>Сидоров О.В.</i>	574
МОНОКРИСТАЛЛЫ ПАРАТЕЛЛУРИТА: ВЛИЯНИЕ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ ОРИЕНТАЦИИ И ТЕМПЕРАТУРЫ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА <i>Скворцова Н.П.</i>	576
РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПОЛУЧЕНИЯ СЛОИСТОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ Ti-Al , УПРОЧНЁННОГО ИНТЕРМЕТАЛЛИДАМИ <i>Смирнов Г.В., Варгин А.Н., Карелин Ф.Р., Смирнов О.М., Чопоров В.Ф., Юсупов В.С.</i>	578
ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МУЛЛИТО-ТИАЛИТОВОЙ КЕРАМИКИ С НАНОСТРУКТУРНЫМ НАПОЛНИТЕЛЕМ <i>Ульянова Т.М., Крутько Н.П., Титова Л.В., Медиченко С.В., Кохановский Л.В.</i>	579
ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ СВЕРХУПРУГИХ ТВЕРДЫХ УГЛЕРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ИЗ ФУЛЛЕРИТОВ C_{60} ПОД ДАВЛЕНИЕМ <i>Черногорова О.П., Дроздова Е.И., Овчинникова И.Н.</i>	581
DEFORMATION OF GRAPHENE AND GRAPHANE AS MECHANO-CHEMICAL REACTION <i>Sheka E.F., Popova N.A.</i>	582
ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ БИМЕТАЛЛА, ПОЛУЧЕННОГО ПО КОМБИНИРОВАННОЙ ТЕХНОЛОГИИ "СВАРКА ВЗРЫВОМ + ПАКЕТНАЯ ПРОКАТКА" <i>Шишкин Т.А., Первухин Л.Б.</i>	584
СИНЕРГИЗМ СИСТЕМЫ НАНОТРУБОК ОКСИДА ТИТАНА <i>Юдин В.В., Щеголева С.А., Титов П.Л., Заиченко А.С., Кондриков Н.Б.</i>	585

СЕКЦИЯ 9 - НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ (ВКЛЮЧАЯ БИМЕДИЦИНСКИЕ МАТЕРИАЛЫ, ПОЛИМЕРЫ, ДЕМПФИРУЮЩИЕ, ОГНЕСТОЙКИЕ).....	587
ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОЛИСТИРОЛЬНЫХ ПЛЕНОК, МОДИФИЦИРОВАННЫХ ФУЛЛЕРЕНАМИ <i>Алексеева О.В., Носков А.В., Краев А.С., Агафонов А.В.</i>	588
ЗАВИСИМОСТЬ ПЛОТНОСТИ ЭНЕРГИИ ДЕФОРМАЦИИ ОТ МИКРОСТРУКТУРЫ В ВОЛОКНИСТЫХ КОМПОЗИТАХ <i>Бардушкин В.В., Колесников В.И., Лапицкий А.В., Сычёв А.П., Яковлев В.Б.</i>	589
АЭРОЗОЛЬНЫЕ НАНОСТРУКТУРНЫЕ ПОРОШКИ СОСТАВА $ZrO_2+12\text{моль.}\%CeO_2$ И ПЕРСПЕКТИВА ИХ ПРИМЕНЕНИЯ В ДЕНТАЛЬНОЙ ИМПЛАНТОЛОГИИ <i>Виноградов Л.В., Антипов В.И., Колмаков А.Г., Галахов А.В., Баранов Е.Е., Лазарев Э.М., Хейфец М.Л.</i>	591
ИЗМЕНЕНИЕ СВОЙСТВ ПОЛИУРЕТАНОВ ПУТЕМ ВВЕДЕНИЯ КЕРАМИЧЕСКИХ НАНОЧАСТИЦ <i>Горбунов Ф.К., Волоскова Е.В., Полубояров В.А., Гурьянова Т.И.</i>	593
«ТОРСИОННОЕ» РАЗРУШЕНИЕ ЭПОКСИДНЫХ ПОЛИМЕРОВ И МАТРИЦ В ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛАХ <i>Деев И.С., Кобец Л.П.</i>	596
ТЕРМОСТИМУЛИРОВАННЫЕ ТОКИ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ГИДРОКСИАПАТИТА КАЛЬЦИЯ <i>Захаров Н.А., Клюев В.А., Сенцов М.Ю., Топоров Ю.П., Захарова Т.В.</i>	597
СТОЙКОСТЬ К РАЗРУШЕНИЮ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ НАНОСТРУКТУРНОГО ГИДРОКСИАПАТИТА <i>Иванченко Л.А., Куда А.А., Пархомей А.Р.</i>	599
ОБЪЕМНЫЙ БИОСОВМЕСТИМЫЙ КОМПОЗИЦИОННЫЙ НАНОМАТЕРИАЛ <i>Ичкитидзе Л.П., Селищев С.В., Табулина Л. В., Шулицкий Б.Г., Галперин В.А., Шаман Ю.П., Благов Е.В.</i>	601
ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ГАШЕНИЯ УДАРНЫХ ВОЛН ТВЕРДЫМИ ПОРИСТЫМИ МАТЕРИАЛАМИ, ЗАКЛЮЧЁННЫМИ В МЕТАЛЛИЧЕСКУЮ ОБОЛОЧКУ <i>Капустин Р.Д., Первухин Л.Б., Чудновский А.Д., Казанцев А.Г.</i>	603
ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИТИНОЛА, ПРЕДНАЗНАЧЕННОГО ДЛЯ ИЗДЕЛИЙ МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ <i>Колмаков А.Г., Севостьянов М.А., Гончаренко Б.А., Заболотный В.Т., Насакина Е.О., Гришина Н.С., Шкурин С.А.</i>	604
БИОПЛАСТИКИ – НОВЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ ЭКОЛОГИЧЕСКИ ЧИСТЫЕ ДРЕВЕСНЫЕ ПРЕССОВАННЫЕ МАТЕРИАЛЫ <i>Кондращенко В.И., Тарарушкин Е.В., Кесарийский А.Г.</i>	606
ЭФФЕКТЫ «ПАРАЛЛЕЛОГРАММА» И «ТРАПЕЦИИ» ПРИ ДЕФОРМАЦИИ СЛОИСТЫХ КРИСТАЛЛОВ ТИПА Bi_2Te_3 СО СЛАБЫМИ МЕЖСЛОЕВЫМИ СВЯЗЯМИ <i>Коржуев М.А., Свечникова Т.Е., Нихезина И.Ю.</i>	608
ВЛИЯНИЕ МЕХАНОАКТИВАЦИИ НАПОЛНИТЕЛЯ НА ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ <i>Малкин А.И., Киселев М.Р., Клюев В.А., Лознецова Н.Н., Топоров Ю.П.</i>	610
ТЕМПЕРАТУРНО-СКОРОСТНЫЕ ЗАВИСИМОСТИ ПРОЧНОСТИ И ТВЕРДОСТИ ПОЛИЭТИЛЕНА <i>Матюнин В.М., Проходцов М.А., Марченков А.Ю.</i>	612
ВЛИЯНИЕ ГИДРОСТАТИЧЕСКОГО ДАВЛЕНИЯ НА СТЕПЕНЬ АНИЗОТРОПИИ ПРОВОДИМОСТИ ЦЕПОЧЕЧНОГО МОНОКРИСТАЛЛА $TiGaTe_2$ <i>Мустафаева С.Н., Гасымов Ш.Г., Керимова Э.М., Асадов М.М.</i>	615
ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ ТВЕРДЫХ ПОЛИМЕРОВ РАЗНОЙ ПРИРОДЫ <i>Олейник Э.Ф., Руднев С.Н., Саламатина О.Б.</i>	616
INELASTIC AND ELASTIC CHARACTERISTICS OF NANOCOMPOSITES BASED ON POLYMERS AND MULTIWALL CARBON NANOTUBES <i>Onanko A.P., Kulish N.P., Lyashenko O.V., Prodayvoda G.T., Vyzhva S.A., Onanko Y.A.</i>	617

СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ ПОЛИМЕТИЛМЕТАКРИЛАТА С НАНОСТРУКТУРНЫМИ ЧАСТИЦАМИ ZrO ₂ <i>Опарина И.Б., Колмаков А.Г., Быков П.А., Севостьянов М.А., Жирнов А.Е.</i>	619
НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ ПЭВД И ПРИРОДНЫХ НАПОЛНИТЕЛЕЙ <i>Пантюхов П.В., Монахова Т.В., Попов А.А.</i>	621
БИОКАТАЛИЗАТОРЫ НА ОСНОВЕ АЛЬГИНАТНЫХ МИКРОЧАСТИЦ И ПРОТИВООПУХОЛЕВОГО ПРЕПАРАТА ЦИКЛОФОСФАМИДА <i>Рахимбаева Д.Ж., Мусабеков К.Б., Батырбеков Е.О.</i>	623
О ОДНОМ МЕХАНИЗМЕ РАЗРУШЕНИЙ НА ТРУБНОМ ТРАНСПОРТЕ <i>Семенов Я.С., Портнягин С.П.</i>	624
ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОКРУЖАЮЩЕЙ СРЕДЫ НА ПРОЧНОСТЬ СВАРНОГО ШВА ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ <i>Семенов Я.С., Портнягин С.П.</i>	626
ИСПОЛЬЗОВАНИЕ УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБОК В КАЧЕСТВЕ МОДИФИКАТОРОВ ЭПОКСИДНЫХ И ЭПОКСИПОЛИСУЛЬФОНОВЫХ МАТРИЦ НАМОТОЧНЫХ ОРГАНОПЛАСТИКОВ <i>Солодилов В.И., Корохин Р.А., Горбаткина Ю.А., Куперман А.М.</i>	628
СВОЙСТВА ОРГАНОПЛАСТИКОВ НА ОСНОВЕ ЭПОКСИПОЛИСУЛЬФОНОВЫХ МАТРИЦ И АРАМИДНОГО ВОЛОКНА РУСАР <i>Солодилов В.И., Корохин Р.А., Горбаткина Ю.А., Куперман А.М.</i>	630
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ НА АДГЕЗИОННУЮ ПРОЧНОСТЬ И УДАРНУЮ ВЯЗКОСТЬ ЭПОКСИКОМПОЗИТОВ ОБРАБОТКИ ПЕРЕМЕННЫМ МАГНИТНЫМ ПОЛЕМ НИЗКОЙ ЧАСТОТЫ <i>Стухляк П.Д., Карташов В.В., Бадыцук В.И.</i>	632
ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАВИСИМОСТЕЙ ОБЪЕМНОГО СОДЕРЖАНИЯ ВНЕШНИХ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ОТ КОНЦЕНТРАЦИИ ДИСПЕРСНОГО НАПОЛНИТЕЛЯ (КАРБИДА БОРА) В ЭПОКСИКОМПОЗИТАХ <i>Стухляк П.Д., Добротвор И.Г., Соривка И.Т.</i>	634
ВЛИЯНИЕ УФ – ОБЛУЧЕНИЯ НА ПРОЦЕСС РАЗРУШЕНИЯ ПЛЕНОК ПОЛИ-3-ГИДРОКСИБУТИРАТА И СМЕСЕЙ НА ЕГО ОСНОВЕ <i>Тертышная Ю.В., Попов А.А.</i>	636
ТЕРМООКСИДЛИТЕЛЬНАЯ ДЕСТРУКЦИЯ И БИОДЕГРАДАЦИЯ КОМПОЗИЦИЙ НА ОСНОВЕ ПОЛИЭТИЛЕНА НИЗКОЙ ПЛОТНОСТИ И ПОЛИ-3-ГИДРОКСИБУТИРАТА <i>Тертышная Ю.В., Шибряева Л.С., Ольхов А.А.</i>	637
КАЛЬЦИЙФОСФАТНЫЕ ЦЕМЕНТЫ ДЛЯ ОСТЕОПЛАСТИКИ И СТОМАТОЛОГИИ <i>Фадеева И.В., Баринов С.М., Комлев В.С., Бакунова Н.В., Шворнева Л.И., Кряжсков И.И., Макарова А.Б., Евдокимов В.Ю.</i>	638
LONG-STRIPE TRANSFER MATRIX SIMULATION OF VISCOELASTIC PROPERTIES OF POLYMER FILLED WITH PERFECTLY ALIGNED PLATELETS <i>Khudobin R.V., Timan S.A.</i>	640
ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ СТЕКЛООБРАЗНЫХ ПОЛИМЕРОВ: РОЛЬ ЦЕПНЫХ МОЛЕКУЛЯРНЫХ ДВИЖЕНИЙ <i>Чмутин И.А., Рыбкина Н.Г., Жорин В.А., Руднев С.Н., Олейник Э.Ф.</i>	642
ВОССТАНОВЛЕНИЕ ДИССИПАТИВНЫХ И МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ ВЫСОКОДЕМПФИРУЮЩИХ СПЛАВОВ Fe-Al ПОСЛЕ ХОЛОДНОЙ И ГОРЯЧЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ <i>Чудаков И.Б., Александрова Н.М., Макушев С.Ю.</i>	643
ВЛИЯНИЕ УПРУГОЙ И ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СВОЙСТВА ВЫСОКОДЕМПФИРУЮЩИХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ СИСТЕМ Fe-Cr И Fe-Al <i>Чудаков И.Б., Александрова Н.М., Макушев С.Ю.</i>	645
ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ОГНЕСТОЙКИХ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ МОДИФИЦИРОВАННОГО ГИДРОКСИДА МАГНИЯ <i>Шевчук О.М., Вагенкнехт У., Висснер С., Букартик Н.М., Чобит М.Р., Токарев В.С.</i>	647
ОЦЕНКА ОБЛАСТИ РАВНОВЕСНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ ПММА <i>Яковлев Н.О.</i>	649

СЕКЦИЯ 10 - ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ СТРОИТЕЛЬНЫХ И ПРИРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ.....	653
О ПРОЦЕССАХ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЙ ДЕЗИНТЕГРАЦИИ ПРИРОДНЫХ СУЛЬФИДНЫХ МИНЕРАЛОВ <i>Бунин И.Ж.</i>	654
ЭМИССИЯ МИКРОЧАСТИЦ ПРИ ОДНООСНОМ СЖАТИИ ОБРАЗЦОВ ГОРНЫХ ПОРОД <i>Викторов С.Д., Кочанов А.Н., Одинцев В.Н., Осокин А.А.</i>	656
АДГЕЗИОННАЯ ТРЕЩИНА НА ГРАНИЦЕ РАЗДЕЛА ДОРОЖНОГО ПОКРЫТИЯ И УПРУГОГО ОСНОВАНИЯ <i>Гасанов Ш.Г.</i>	658
ПРОЧНОСТЬ ОБОЖЖЕННОГО И ГРАФИТИРОВАННОГО УГЛЕРОДНОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ ТРГ И КАМЕННОУГОЛЬНОГО ПЕКА <i>Дмитриев А.В.</i>	660
МЕТОДЫ УТИЛИЗАЦИИ ХЛОРИДМАГНИЕВЫХ ЩЕЛОКОВ КАЛИЙНЫХ ПРОИЗВОДСТВ И ПОЛУЧЕНИЕ НА ИХ ОСНОВЕ МАГНЕЗИАЛЬНЫХ ВЯЖУЩИХ <i>Дуда О.М., Костив И.Ю.</i>	661
ИССЛЕДОВАНИЕ ДИССИПАТИВНОЙ СПОСОБНОСТИ СИНТЕТИЧЕСКИХ МИНЕРАЛЬНЫХ СПЛАВОВ <i>Игнатова А.М., Артемов А.О., Чудинов В.В., Игнатов М.Н., Соковников М.А.</i>	662
НЕЛИНЕЙНЫЕ ПРОЦЕССЫ КАК ДИАГНОСТИЧЕСКИЙ ПРИЗНАК ПРОЧНОСТИ И ПОРИСТОСТИ БЕТОННЫХ ИЗДЕЛИЙ НА ЛЕГКИХ ЗАПОЛНИТЕЛЯХ <i>Kabyzbekova U.M.</i>	664
БИОРАЗРУШЕНИЕ СМЕСЕЙ НА ОСНОВЕ ПОЛИЭТИЛЕНА И СЭВИЛЕНА С НАТУРАЛЬНЫМ КАУЧУКОМ <i>Колесникова Н.Н., Баранова А.В., Луканина Ю.К., Попов А.А.</i>	666
ПРОГНОЗИРОВАНИЕ СБРОСОВ ПРОЧНОСТИ БЕТОНОВ ВО ВРЕМЕНИ ПО РЕЗУЛЬТАТАМ КРАТКОВРЕМЕННЫХ ИСПЫТАНИЙ <i>Кондращенко В.И., Кесарийский А.Г., Семак А.В.</i>	668
НЕЛИНЕЙНЫЕ ЭФФЕКТЫ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИИ СТРОИТЕЛЬНЫХ КОМПОЗИТОВ <i>Королёв Е.В., Смирнов В.А., Гришина А.Н.</i>	670
ПРЕДРАЗРУШЕНИЕ И МИКРОСТРУКТУРНАЯ ДЕЗИНТЕГРАЦИЯ ГОРНЫХ ПОРОД ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ <i>Кочанов А.Н.</i>	672
КВАНТОВО – ХИМИЧЕСКИЙ РАСЧЕТ РАЗРУШЕНИЯ СТРУКТУРЫ НЕФТЯНОГО АСФАЛЬТЕНА ЭЛЕКТРОГИДРАВЛИЧЕСКИМИ РАЗРЯДАМИ В ЖИДКОСТИ <i>Кусаинов К., Байкенов М.И., Сатыбалдин А.Ж.</i>	674
РАЗРУШЕНИЕ И ИЗМЕЛЬЧЕНИЕ МАТЕРИАЛОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ЭЛЕКТРОГИДРОИМПУЛЬСНОЙ ТЕХНОЛОГИИ <i>Кусаинов К., Нусупбеков Б.Р., Шаймерденова К.М., Хасенов А.К., Нусупбеков А.Б.</i>	676
IMPROVING TECHNOLOGY OF THE ELECTRO-PROCESSING <i>Kusainov K., Sakipova S.E., Alpysova G.K., Akhmerova K.E.</i>	678
МЕХАНИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ ГОРНЫХ ПОРОД ПРИ ОБЪЁМНОМ НАГРУЖЕНИИ <i>Леванковский И.А., Норель Б.К., Демин А.М., Мурин К.М.</i>	681
СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ ПРИРОДНЫХ ГЕТЕРОГЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ <i>Махмудов Х.Ф., Рустамова М.З.</i>	681
МЕХАНО-ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ ЭФФЕКТЫ ПРИ СЛАБОЙ ЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ ПОЛЯРИЗАЦИИ И УПРУГОЙ ДЕФОРМАЦИИ ОБРАЗЦОВ ИЗ ТВЕРДЫХ ДИЭЛЕКТРИКОВ (ГОРНЫХ ПОРОД) <i>Махмудов Х.Ф.</i>	683
ПОЛЯРИЗАЦИИ МРАМОРА В ПОЛЕ УПРУГИХ СИЛ ПРИ ЗАДАННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ <i>Махмудов Х.Ф.</i>	685
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ СЫПУЧЕГО МАТЕРИАЛА С КРИВОЛИНЕЙНОЙ ПОВЕРХНОСТЬЮ ПРИ ВРАЩЕНИИ МЕТАЛЛОКОНСТРУКЦИИ <i>Попович П.В., Сикорский С.П.</i>	687

СТРУКТУРА И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА БИОРАЗЛАГАЕМЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ПЭНП И ПРИРОДНЫХ ДОБАВОК

Хватов А.В., Шаталова О.В., Кривандин А.В., Луканина Ю.К., Попов А.А. 689

СЕКЦИЯ 11 - ПРОЦЕССЫ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ В УСЛОВИЯХ ТРЕНИЯ, ИЗНОСА И ЭРОЗИИ..... 691

ФОРМИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО РЕЛЬЕФА НА МОНОКРИСТАЛЛАХ МЕДИ ПРИ НАГРУЖЕНИИ ТРЕНИЕМ

Беляев С.А., Лычагин Д.В., Тарасов С.Ю., Чумаевский А.В. 692

ДЕСТРУКЦИЯ ПОВЕРХНОСТИ МЕТАЛЛОВ ИЗЛУЧЕНИЕМ СДВОЕННЫХ ЛАЗЕРНЫХ ИМПУЛЬСОВ

Воропай Е.С., Ермалицкая К.Ф. 693

МОДЕЛИРОВАНИЕ КОНТАКТА ШЕРОХОВАТЫХ УПРУГИХ ТЕЛ С УЧЕТОМ АДГЕЗИОННОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ИХ ПОВЕРХНОСТЕЙ

Галанов Б.А., Валева И.К., Иванов С.М. 696

ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИИ НЕРОВНОСТЕЙ ШЕРОХОВАТЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ ТЯЖЕЛОНАГРУЖЕННОГО СМАЗАННОГО КОНТАКТА

Данилов В.Д. 698

РОЛЬ ГИДРОДИНАМИЧЕСКОЙ МАСЛЯНОЙ ПЛЕНКИ НА ДИСКРЕТНЫХ ПЯТНАХ КОНТАКТА В СТОЙКОСТИ ШЕРОХОВАТЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ

Данилов В.Д. 699

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ СИСТЕМНОГО ПОДХОДА ДЛЯ АНАЛИЗА РЕЛЬЕФА ПОВЕРХНОСТЕЙ ТРЕНИЯ

Колмаков А.Г., Хейфец М.Л., Просвирнин Д.В., Зверев А.А., Чернышова Т.А., Кобелева Л.И., Пивоварчик С.В., Клименко С.А. 701

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ СИГНАЛОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ДЛЯ АНАЛИЗА ПРОЦЕССА ИЗНАШИВАНИЯ СТАЛИ 110Г13Л ПРИ СУХОМ ТРЕНИИ СКОЛЬЖЕНИЯ

Колубаев Е.А., Колубаев А.В., Рубцов В.Е., Тарасов С.Ю. 704

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЗАИМОСВЯЗИ ПРОЧНОСТИ, ТВЕРДОСТИ И ИЗНОСА ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Кондратьев А.А., Муленков А.Н. 706

СООТНОШЕНИЕ «МИКРОСКОПИЧЕСКОЙ ОБРАТИМОСТИ» И «МАКРОСКОПИЧЕСКОЙ НЕОБРАТИМОСТИ» ПРИ РЕАЛИЗАЦИИ ЭФФЕКТА БЕЗЫЗНОСНОСТИ В КОМПРЕССИОННЫХ ХОЛОДИЛЬНИКАХ

Коржуев М.А., Катин И.В., Гранаткина Ю.В. 709

ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ ДЕФОРМИРОВАНИЯ В ТОНКОМ СЛОЕ ВБЛИЗИ ПОВЕРХНОСТИ ТРЕНИЯ НА ПРИМЕНИМОСТЬ ЭМПИРИЧЕСКИХ КРИТЕРИЕВ ПЛАСТИЧЕСКОГО РАЗРУШЕНИЯ

Лямина Е.А., Александров С.Е., Вилотич Д. 711

ТОПОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ЖИДКОМЕТАЛЛИЧЕСКОГО ОХРУПЧИВАНИЯ ПОВЕРХНОСТИ ТВЕРДЫХ ТЕЛ

Максименко В.В. 714

ОЦЕНКА МЕХАНИЗМОВ ПОВЕРХНОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ ВЫСОКОПРОЧНЫХ ГЕТЕРОГЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ТРЕНИИ

Маленко П.И. 716

РАЗРУШЕНИЕ РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ РЕЗЬБОДЕФОРМИРУЮЩИХ ПЛАШЕК

Мальцев А.Л., Тихонов И.Н., Мальцев Л.В. 718

ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЗОТИСТЫХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ НАПЛАВКОЙ

Наркевич Н.А., Тагильцева Д.Н. 720

МНОГОУРОВНЕВОЕ ДИСКРЕТНО-КОНТИНУАЛЬНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ФРАГМЕНТАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА В УСЛОВИЯХ ТРИБОСОПРЯЖЕНИЯ

Панин В.Е., Моисеенко Д.Д., Панин С.В., Максимов П.В. 722

ЭВОЛЮЦИЯ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ СТАЛИ 20Х18Н10Т В ПАРЕ ТРЕНИЯ

Почивалов Ю.И., Панин В.Е. 724

ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ МАГНИТНЫХ ЛЕНТ

Савенко В.И., Бедарев А.Г. 726

СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ ПОВЕРХНОСТИ ТРЕНИЯ И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ <i>Савченко Н.Л., Саблина Т.Ю., Кульков С.Н.</i>	728
ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ КЕРАМИЧЕСКИХ И МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ В УСЛОВИЯХ ТРЕНИЯ СКОЛЬЖЕНИЯ <i>Савченко Н.Л., Саблина Т.Ю., Севостьянова И.Н., Гнюсов С.Ф., Кульков С.Н.</i>	729
СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ ЧАСТИЦ ИЗНОСА И ИЗНОШЕННОЙ ПОВЕРХНОСТИ КОМПОЗИТОВ WC-(Fe-Mn-C) ПОСЛЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО ТРЕНИЯ <i>Севостьянова И.Н., Савченко Н.Л., Кульков С.Н.</i>	730
РОЛЬ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ПРОЦЕССАХ САМООРГАНИЗАЦИИ И ОБРАЗОВАНИЯ ДИССИПАТИВНЫХ СТРУКТУР ПРИ СУХОМ ТРЕНИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ <i>Солнцев В.П., Скороход В.В., Солнцева Т.А.</i>	731
ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОЙ ПРИРОДЫ МОДИФИКАТОРА НА МЕХАНИЗМ ИЗНОСА АНТИФРИКЦИОННОГО УГЛЕПЛАСТИКА <i>Соснов Е.А. Анисимов А.В., Бахарева В.Е., Малыгин А.А.</i>	733
ИССЛЕДОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ МНОГОСЛОЙНЫХ МАТЕРИАЛОВ ПОД ДЕЙСТВИЕМ СВЕРХЗВУКОВОГО ПОТОКА АБРАЗИВНЫХ ЧАСТИЦ <i>Степанов Ю.С., Барсуков Г.В., Михеев А.В.</i>	734
ТУРБУЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ МАТЕРИАЛА ПРИ ТРЕНИИ СКОЛЬЖЕНИЯ <i>Тарасов С.Ю., Рубцов В.Е.</i>	735
ОПРЕДЕЛЕНИЕ КОНТАКТНОГО ДАВЛЕНИЕ С УЧЕТОМ ТЕМПЕРАТУРЫ В АНИЗОТРОПНЫХ НЕОДНОРОДНЫХ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ВТУЛКАХ ПОДШИПНИКОВ СКОЛЬЖЕНИЯ <i>Трошин С.И., Докшанин С.Г.</i>	737
УСИЛЕНИЕ ТРИБОЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ СОЛЕЙ ЛАНТАНИДОВ В АТМОСФЕРЕ АЗОТА И ИНЕРТНЫХ ГАЗОВ <i>Тухбатуллин А.А., Абдрахманов А.М., Шарипов Г.Л.</i>	739
ОПРЕДЕЛЯЮЩИЕ ПАРАМЕТРЫ ЭРОЗИОННОГО ГОРЕНИЯ ТЕПЛОЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ СПУСКАЕМЫХ КОСМИЧЕСКИХ АППАРАТОВ <i>Усеинов А.Б., Сабденов К.О.</i>	740
СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТИ ТРЕНИЯ СКОЛЬЗЯЩЕГО ЭЛЕКТРОКОНТАКТА ПРИ ВВЕДЕНИИ РАСПЛАВА РЬ-Sn В КОНТАКТНОЕ ПРОСТРАНСТВО <i>Фадин В.В., Алеутдинова М.И.</i>	742
ВЛИЯНИЕ СОСТАВА МАТЕРИАЛА НА ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТЬ КОНТАКТА В УСЛОВИЯХ ТРЕНИЯ С ВЫСОКОЙ КОНТАКТНОЙ ПЛОТНОСТЬЮ ТОКА <i>Фадин В.В., Алеутдинова М.И.</i>	744
НАНОСТРУКТУРНАЯ МОДЕЛЬ ФУНКЦИОНИРОВАНИЯ ГЕРЦЕВСКОГО КОНТАКТА КАЧЕНИЯ <i>Фёдоров С.В.</i>	746
УПРОЧНЕНИЕ ПРИ ВОССТАНОВЛЕНИИ ПРЕДЕЛЬНО ИЗНОШЕННЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ ДЕТАЛЕЙ МАШИН СОВМЕЩЕННОЙ ЭЛЕКТРОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ <i>Хейфец М.Л., Гайко В.А., Насыбулин А.Х., Позылова Н.М., Грецкий Н.Л.</i>	748
ПРЕЦИЗИОННАЯ МАШИНА ТРЕНИЯ СО СХЕМАМИ ТРЕНИЯ “РАДИАЛЬНЫЙ ПОДШИПНИК СКОЛЬЖЕНИЯ” И “РАДИАЛЬНЫЙ ПОДШИПНИК КАЧЕНИЯ” <i>Чхетиани П.Д.</i>	751
ПРЕЦИЗИОННАЯ МАШИНА ТРЕНИЯ СО СХЕМАМИ ТРЕНИЯ “УПОРНЫЙ ПОДШИПНИК СКОЛЬЖЕНИЯ” И “УПОРНЫЙ ПОДШИПНИК КАЧЕНИЯ” <i>Чхетиани П.Д.</i>	752
МАШИНА ТРЕНИЯ ТИПА АМСЛЕР, ОБЕСПЕЧИВАЮЩАЯ НЕПРЕРЫВНОЕ ИЗМЕРЕНИЕ ИЗНОСА <i>Чхетиани П.Д.</i>	754

СЕКЦИЯ 12 - ОЦЕНКА РЕСУРСА ДЕТАЛЕЙ МАШИН, МЕХАНИЗМОВ, КОНСТРУКЦИЙ ПРИБОРОВ, ТЕХНОЛОГИИ, ПОЗВОЛЯЮЩИЕ ПРЕДУПРЕДИТЬ ПРОЦЕССЫ РАЗРУШЕНИЯ, СПОСОБЫ БОРЬБЫ С КАТАСТРОФИЧЕСКИМ РАЗРУШЕНИЕМ..... 755

УСКОРЕННЫЕ ИСПЫТАНИЯ, КОНТРОЛЬ И ПОВЫШЕНИЕ КАЧЕСТВА ИЗГОТОВЛЕНИЯ И РЕСУРСОВ РАБОТОСПОСОБНОСТИ ЛИМИТИРУЮЩИХ ДЕТАЛЕЙ ПРИВОДНЫХ МЕХАНИЗМОВ <i>Антонюк В.Е., Берестнев О.В., Берестнев Я.О.</i>	756
ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ ПРОГНОЗИРОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ И СВОЙСТВ ДЕФОРМИРОВАННЫХ НАНОСТРУКТУР С ПОМОЩЬЮ АНАЛИЗА ПОЛЯ ЛОКАЛЬНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ АТОМНОЙ СЕТКИ <i>Глухова О.Е., Кириллова И.В., Колесникова А.С., Слепченков М.М.</i>	757
РАСЧЕТНО-ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ОЦЕНКА ЖИВУЧЕСТИ ПРОСТРАНСТВЕННЫХ СТЕРЖНЕВЫХ КОНСТРУКЦИЙ <i>Доронин С.В.</i>	760
ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ ПРИЗНАКОВ УДАРНОГО НАГРУЖЕНИЯ СТАЛИ 30ХГС <i>Ермишкин В.А., Кулагин С.П., Минина Н.А., Фролов С.Н., Чернов А.И.</i>	762
ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНОЙ ЭВОЛЮЦИИ ПОВЕРХНОСТИ СТАЛИ 30 ХГС ПРИ СТАТИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ <i>Ермишкин В.А., Кулагин С.П., Кольцов А.Г., Минина Н.А., Фролов С.Н.</i>	764
СТРУКТУРНО-ЧУВСТВИТЕЛЬНЫЙ СЕНСОР УСТАЛОСТИ И ЕГО ДИАГНОСТИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ <i>Игнатович С.Р., Карускевич М.В., Маслак Т.П.</i>	766
ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ЭВТЕКТИКИ ДВУХКОМПОНЕНТНОЙ СИСТЕМЫ NaI – Na ₂ WO ₄ <i>Игнатъева Е.О., Дворянова Е.М.</i>	768
ПРИМЕНЕНИЕ РАСЧЁТНЫХ ОЦЕНОК ПРОЧНОСТИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕХАНИКИ РАЗРУШЕНИЯ ДЛЯ СВАРНЫХ КОНСТРУКЦИЙ ГЛУБОКОВОДНОЙ ТЕХНИКИ <i>Ильин А.В., Филин В.Ю.</i>	770
МЕТОДИКА ПРОГНОЗИРОВАНИЯ РЕЛАКСАЦИОННОЙ СТОЙКОСТИ ТАРЕЛЬЧАТЫХ ПРУЖИН, НА ОСНОВЕ УРОВНЯ СИГНАЛОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ <i>Конев С.Ю., Данилин Г.А., Белогур В.П., Титов А.В., Ремиев Е.Ю.</i>	770
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЗЕРНОГРАНИЧНЫХ СКОПЛЕНИЙ ЧАСТИЦ СУЛЬФИДОВ МАРГАНЦА НА РАЗРУШЕНИЕ УЛУЧШАЕМЫХ СТАЛЕЙ <i>Кудря А.В., Соколовская Э.А., Арсенкин А.М.</i>	772
ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ ДЕФЕКТОВ ТРАССЫ И ОПОРНО-ПОДВЕСНОЙ СИСТЕМЫ НА ПАРАМЕТРЫ НДС ТРУБОПРОВОДА. <i>Мамедов Э.Р.</i>	774
ПРИМЕНЕНИЕ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ДЛЯ ОЦЕНКИ ВЛИЯНИЯ СОСТОЯНИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ НА ЦИКЛИЧЕСКУЮ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ <i>Милешкин М.Б., Библик И.В.</i>	776
ОЦЕНКА ПРОЧНОСТИ И ДОЛГОВЕЧНОСТИ ВЗРЫВНЫХ КАМЕР ПО РЕЗУЛЬТАТАМ ИСПЫТАНИЙ ОБРАЗЦОВ-СВИДЕТЕЛЕЙ, ОТОБРАННЫХ ИЗ ОБОЛОЧКИ КОРПУСА КАМЕРЫ <i>Николаенко П.А., Первухин Л.Б., Казанцев А.Г., Чудновский А.Д.</i>	778
ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМОВ РАЗРУШЕНИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ С ИСКУССТВЕННЫМ ДЕФЕКТОМ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ <i>Пенкин А.Г., Терентьев В.Ф., Чернов А.И.</i>	780
ЦИКЛИЧЕСКАЯ ПОЛЗУЧЕСТЬ И УСТАЛОСТЬ: ОБЩНОСТЬ ЗАКОНОВ РАЗРУШЕНИЯ, ПРИНЦИПИАЛЬНЫЕ РАЗЛИЧИЯ И ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ДОЛГОВЕЧНОСТИ <i>Петров М.Г.</i>	782
ОСОБЕННОСТИ РАСЧЕТА НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ МОРСКИХ ТРУБОПРОВОДОВ ПРИ ИХ УКЛАДКЕ <i>Побережный Л.Я., Пыриг Т.Ю.</i>	785
МОДЕЛИРОВАНИЕ НАГРУЖЕННОСТИ МАШИНОСТРОИТЕЛЬНЫХ МЕТАЛЛОКОНСТРУКЦИЙ РАБОЧЕЙ СРЕДОЙ <i>Попович П.В., Сикорский С.П.</i>	787

МОДЕЛИ И МЕТОДЫ ДЛЯ СИСТЕМЫ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ НА ОСНОВЕ ЛАЗЕРНОГО ВОЗБУЖДЕНИЯ ИМПУЛЬСОВ	
<i>Резчиков А.Ф., Рябухо В.П., Якунин А.Н.</i>	789
ОЦЕНКА ВРЕМЕНИ ДО УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ БОРТОВОЙ РЭА ПРИ ДИНАМИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ	
<i>Роцин К.В.</i>	791
РЕСУРС, ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА И СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ КРУПНОГАБАРИТНЫХ МЕТАЛЛОКОНСТРУКЦИЙ, ФОРМИРУЕМЫХ С УПРАВЛЕНИЕМ МИКРОМЕТАЛЛУРГИЧЕСКИМИ ПРОЦЕССАМИ	
<i>Сараев Ю.Н., Безбородов В.П., Демьянченко А.А., Чинахов Д.А.</i>	794
АНАЛИЗ ОБОЛОЧЕЧНЫХ КОНСТРУКЦИЙ ТЕПЛОЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ ДЛЯ ЭКСПЕРТИЗЫ ОПАСНОСТИ РАЗРУШЕНИЙ И АВАРИЙНЫХ СИТУАЦИЙ	
<i>Сигова Е.М.</i>	795
ИЗМЕРЕНИЕ СТРУКТУР И ИЗЛОМОВ В ТРУБНЫХ СТАЛЯХ ДЛЯ ВЫЯВЛЕНИЯ ПРИЧИН РАЗБРОСА ВЯЗКОСТИ	
<i>Скородумов С.В., Соколовская Э.А., Папина К.Б., Тетина Е.А., Кудря А.В., Штремель М.А.</i>	797
СТРУКТУРНО-ФЕНОМЕНОЛОГИЧЕСКИЕ КРИТЕРИИ РАЗРУШЕНИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ КАК ОСНОВА ФОРМИРОВАНИЯ ПРОЧНОСТНОЙ НАДЕЖНОСТИ ВЫСОКОНАГРУЖАЕМЫХ ДЕТАЛЕЙ	
<i>Ульянов Э.И., Иванов К.М., Усманов Д.В.</i>	798
АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ В ОЦЕНКЕ ДЕГРАДАЦИИ И ПОВРЕЖДАЕМОСТИ МАЛОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ	
<i>Чуканов А.Н., Жачко М.В.</i>	799
КОМПЛЕКСНЫЙ АНАЛИЗ ПАРАМЕТРОВ ДИССИПАЦИИ И АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ В ОЦЕНКЕ ПОВРЕЖДЕННОСТИ СПЛАВОВ Fe-C	
<i>Чуканов А.Н., Яковенко А.А., Жачко М.В.</i>	801
ОСОБЕННОСТИ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ ПРЕДЕЛА ВЫНОСЛИВОСТИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ.	
<i>Щипачев А.М., Сафин Э.В., Ильслова А.Х.</i>	802
СЕКЦИЯ 13 - СОВРЕМЕННОЕ ОБОРУДОВАНИЕ И НОВЫЕ ЭФФЕКТИВНЫЕ МЕТОДЫ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ И НАНОМАТЕРИАЛОВ	805
ОЦЕНКА ТЕМПЕРАТУРЫ В ЗОНЕ ЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ	
<i>Беликова А.Ф., Буравова С.Н., Петров Е. В.</i>	806
ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ И СТАТИСТИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ АКУСТИКО-ЭМИССИОННОЙ ДИАГНОСТИКИ СТАДИЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ	
<i>Буйло С.И.</i>	807
РЕНТГЕНОСТРУКТУРНЫЙ АНАЛИЗ СТАЛИ 45 ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО БОРОМЕДНЕНИЯ	
<i>Вацук Е.С., Будовских Е.А., Громов В.Е., Танг Г.</i>	810
ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА АЭС С ИСП ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ПРИМЕСЕЙ В МАТЕРИАЛАХ НА ОСНОВЕ РЕНИЯ.	
<i>Волчёнкова В.А., Казенас Е. К., Андреева Н.А., Дергунова Н.Н., Овчинникова О.А., Пенкина Т.Н., Родионова С.К.</i>	811
ОПРЕДЕЛЕНИЕ РАЗМЕРОВ И КОНЦЕНТРАЦИЙ НАНООБЪЕКТОВ В ОБЛУЧЕННЫХ МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ МЕТОДОМ ПОЗИТРОННОЙ АННИГИЛЯЦИОННОЙ СПЕКТРОСКОПИИ	
<i>Графутин В.И., Прокопьев Е.П., Крицак В., Бурцл Р., Хэнер П., Земан А., Илюхина О.В., Мясичева Г.Г., Тимошенко С.П., Фунтиков Ю.В., Хмелевский Н.О.</i>	813
ОПРЕДЕЛЕНИЕ СОСТАВОВ СОСУЩЕСТВУЮЩИХ ФАЗ В БИНАРНЫХ СИСТЕМАХ МЕТОДОМ СОПРОВОЖДАЮЩИХ ПАРАБОЛ	
<i>Захаров А.Ю., Шнайдер А.А.</i>	814
ИЗУЧЕНИЕ ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДАМИ ЛАЗЕРНОЙ ИНТЕРФЕРОМЕТРИИ	
<i>Кесарийский А.Г., Кондращенко В.И., Кендюк А.В., Семак А.В., Тарарушкин Е.В.</i>	816

ДИФРАКТОМЕТР ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ СИЛЬНО ПОГЛОЩАЮЩИХ НЕЙТРОНЫ МАТЕРИАЛОВ В ИЯИ РАН <i>Клементьев Е.С., Матвиенко В.Н., Садыков Р.А., Коптелов Э.А.</i>	818
ОПРЕДЕЛЕНИЕ ВЯЗКОСТИ РАЗРУШЕНИЯ УПРУГОПЛАСТИЧНЫХ ПОЛИМЕРОВ МЕТОДОМ ИНДЕНТИРОВАНИЯ <i>Крень А.П., Рудницкий В.А.</i>	819
ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПОЛОЖЕНИЯ КРИВЫХ ХЛАДНОЛОМКОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ <i>Кудря А.В., Кузько Е.И., Скородумов С.В., Арсенкин А.М.</i>	821
ИНФОРМАТИВНОСТЬ ГЕОМЕТРИИ ИЗЛОМОВ ПОСЛЕ РАЗЛИЧНЫХ ВИДОВ МЕХАНИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ ДЛЯ ОЦЕНКИ РАЗЛИЧИЙ СОСТАВОВ И ТЕХНОЛОГИЙ <i>Кудря А.В., Соколовская Э.А., Арсенкин А.М., Скородумов С.В., Тепина Е.А., Папина К.Б.</i>	823
ОПРЕДЕЛЕНИЕ КОЭФФИЦИЕНТА ИНТЕНСИВНОСТИ НАПРЯЖЕНИЙ И Т-НАПРЯЖЕНИЙ МЕТОДОМ НАРАЩИВАЕМОЙ ТРЕЩИНЫ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ЦИФРОВОЙ СПЕКЛ-ИНТЕРФЕРОМЕТРИИ <i>Матвиенко Ю.Г., Одинцев И.Н., Писарев В.С.</i>	826
ОЦЕНКА РЕНТГЕНОВСКИМИ МЕТОДАМИ ВЕЛИЧИНЫ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ И ИХ ИЗМЕНЕНИЯ В МОДИФИЦИРОВАННЫХ ЭЛЕКТРОННЫМИ ПУЧКАМИ ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ НИКЕЛИДА ТИТАНА <i>Мейснер Л.Л., Остапенко М.Г., Гудимова Е.Ю.</i>	828
ИССЛЕДОВАНИЕ ГРАДИЕНТНЫХ СТРУКТУР В СЛОИСТЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛАХ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА И КРЕМНИЯ МЕТОДАМИ ДИФРАКЦИИ ОБРАТНОРАССЕЯННЫХ ЭЛЕКТРОНОВ И РЕНТГЕНОВСКИХ ЛУЧЕЙ <i>Мейснер Л.Л., Лотков А.И., Сочугов Н.С., Мейснер С.Н., Соловьев А.А., Миронов Ю.П.</i>	830
ПРИМЕР ПРИМЕНЕНИЯ МЕТОДИКИ АВТОМАТИЗИРОВАННОГО ПОИСКА И АНАЛИЗА НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ В СТАЛИ МЕТОДОМ СКАНИРУЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ <i>Миловзоров Н.Г., Лукашова М.В.</i>	832
АНАЛИЗ МЕТОДА ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ МАГНИТОУПРУГОСТИ СВЕРХПРОВОДНИКОВ В ОБЛАСТИ ЗВУКОВЫХ ЧАСТОТ <i>Милошенко В.Е., Плотников Д.С.</i>	834
КОМПЛЕКСНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ТОНКИХ ПЛЕНОК, ПОКРЫТИЙ И МАТЕРИАЛОВ МЕТОДАМИ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОГО ИНДЕНТИРОВАНИЯ И СКРЕТЧ ТЕСТИРОВАНИЯ. <i>Могильников Ю.В.</i>	836
ТЕРМОГРАФИЧЕСКИЙ КОНТРОЛЬ ДЕФОРМИРОВАНИЯ, ЗАРОЖДЕНИЯ И РАЗВИТИЯ РАЗРУШЕНИЯ В СОЕДИНЕНИЯХ АРМАТУРНЫХ СТЕРЖНЕЙ <i>Мойсейчик Е.А., Василевич Ю.В., Язневич А.М.</i>	838
СОПРОТИВЛЕНИЕ УСТАЛОСТИ МАЛОГАБАРИТНЫХ ОБРАЗЦОВ ОБОЛОЧЕЧНЫХ ТРУБ ИЗ ЦИРКОНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ ИСПЫТАНИЯХ НА ДИНАМИЧЕСКОМ МЕХАНИЧЕСКОМ АНАЛИЗАТОРЕ Q800 <i>Никулин С.А., Маркелов В.А., Гусев А.Ю., Рожнов А.Б., Нечайкина Т.А., Задорожный С.О., Рогачев М.Ю.</i>	840
LOW-TEMPERATURE DISLOCATION MOBILITY IN NANOSTRUCTURED HCP METALS STUDIED BY THE ACOUSTIC SPECTROSCOPY METHOD <i>Pal-Val P.P., Vatazhuk E.N., Pal-Val L.N., Moskalenko V.A., Tikhonovsky M.A., Khaimovich P.A.</i>	841
ЛАЗЕРНЫЙ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ МЕТОД ИЗМЕРЕНИЯ ЛОКАЛЬНОЙ ПОРИСТОСТИ МЕТАЛЛОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ, МОДИФИЦИРОВАННЫХ ТУГОПЛАВКИМИ НАНОЧАСТИЦАМИ <i>Подымова Н.Б., Карабутов А.А., Калашников И.Е., Болотова Л.К., Чернышова Т.А.</i>	843
СТЕРЕОЛОГИЧЕСКАЯ ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ НА ПРОЧНОСТЬ ГЕТЕРОФАЗНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ SiC И WC <i>Румянцев В.И., Бойков С.Ю., Осмаков А.С., Фищев В.Н.</i>	846
МАЯТНИКОВАЯ СКЛЕРОМЕТРИЯ В ПОВЕРХНОСТНО-АКТИВНЫХ СРЕДАХ <i>Савенко В.И.</i>	847

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ СПЛАВА 40ХНЮ МЕТОДОМ НЕЙТРОННОЙ ДИФРАКЦИИ И МАЛОУГЛОВОГО РАССЕЯНИЯ НЕЙТРОНОВ <i>Садыков Р. А., Литвин В.С., Гулютин А.В., Аксенов С.Н., Глазков В.П., Алексеев А.А., Arravou M S., Ioffe A.</i>	849
ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИКИ ОТЖИГА СПЛАВА 40ХНЮ МЕТОДОМ МАЛОУГЛОВОГО РАССЕЯНИЯ НЕЙТРОНОВ <i>Садыков Р.А., Литвин В.С., Харьковский А.И., Arravou M-S, Ioffe A.</i>	850
ЭЛЕКТРОСЕРВОГИДРАВЛИЧЕСКАЯ УСТАНОВКА ДЛЯ ПРОВЕДЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ. <i>Северов П.Б.</i>	852
МЕТОДИКИ ОПРЕДЕЛЕНИЯ КОЭФФИЦИЕНТОВ ИНТЕНСИВНОСТИ НАПРЯЖЕНИЙ ДЛЯ ДЕФЕКТНЫХ ТОНКОСТЕННЫХ ЭЛЕМЕНТОВ <i>Сташкив Н.Я., Дудка А.Б.</i>	854
ВАКУУМНЫЙ СКАНИРУЮЩИЙ МИКРОСКОП НА ОСНОВЕ МИКРОКАПИЛЛЯРА <i>Черкун А.П., Миронов Б.Н., Асеев С.А., Чекалин С.В.</i>	856
ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ДЕФОРМАЦИИ АМОРФНЫХ ЛЕНТ $Fe_{60}Cr_{20}(C,Si,P)_{20}$ ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ МЕТОДОМ ДМА <i>Щерецкий А.А., Лахненко В.Л., Шумихин В.С.</i>	858
СЕКЦИЯ 14 - КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ И МАТЕМАТИЧЕСКИЕ МЕТОДЫ ОПИСАНИЯ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ И НАНОМАТЕРИАЛОВ	861
МОДЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ СВАРКЕ <i>Адамов Р.Г., Семенов Я.С.</i>	862
РАСЧЕТНЫЕ ЗАВИСИМОСТИ УПРАВЛЕНИЯ ПЕТЛЕЙ ГИСТЕРЕЗИСА ПРИ ОСУЩЕСТВЛЕНИИ ПРОЦЕССА ДИНАМИЧЕСКОЙ СТАБИЛИЗАЦИИ <i>Антонюк В.Е.</i>	864
РАСЧЕТНО-ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ МАТЕМАТИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ СОУДАРЕНИЯ ПЛОСКИХ ТЕЛ ПРИ ИХ ВЗРЫВНОМ НАГРУЖЕНИИ <i>Арестов Е.С., Шевчук Д.С., Кузьмин С.В., Лысак В.И.</i>	864
РАЗРАБОТКА КАЛИБРОВКИ ДЛЯ РАЗДЕЛКИ РЕЛЬСОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПРОГРАММНОГО КОМПЛЕКСА «DEFORM» <i>Ахмедшин Р.И., Иванов Д.М., Русаков А.Д., Трайно А.И.</i>	865
ПРИМЕНЕНИЕ НЕЙРОСЕТЕВОГО ПОДХОДА К ВОССТАНОВЛЕНИЮ ДИАГРАММЫ РАСТЯЖЕНИЯ <i>Бакиров М.Б., Крутько Е.С., Киселев И.А., Мишулина О.А., Круглов И.А.</i>	867
ПРИМЕНЕНИЕ МКЭ ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ ПО ДИАГРАММЕ ВДАВЛИВАНИЯ ШАРОВОГО ИНДЕНТОРА <i>Бакиров М.Б., Крутько Е.С., Киселев И.А.</i>	870
МОДЕЛИРОВАНИЕ НЕОДНОРОДНОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛА С ПОКРЫТИЕМ <i>Балохонов Р.Р., Романова В.А., Шваб Е.А.</i>	872
КОНЕЧНО-ЭЛЕМЕНТНЫЙ АНАЛИЗ РЕЗУЛЬТАТОВ ЭКСПЕРИМЕНТА ПО СКАЛЫВАНИЮ КРОМОК ОБРАЗЦОВ ИЗ ХРУПКИХ МАТЕРИАЛОВ <i>Батанова О.А., Гогоци Г.А., Матвиенко Ю.Г.</i>	875
МОДЕЛЬ МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ <i>Беженев С.А.</i>	877
КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ НАНОКОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ Та-С: СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА <i>Белов А.Ю.</i>	878
МЕТОД ГРАНИЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ДЛЯ МАГНИТОЭЛЕКТРОУПРУГИХ ТЕЛ С ПОЛУПРОНИЦАЕМЫМИ ТРЕЩИНАМИ И ТОНКИМИ ВКЛЮЧЕНИЯМИ <i>Божидарник В.В., Пастернак Я.М., Сулим Г.Т.</i>	879
СТРУКТУРНАЯ МОДЕЛЬ ПЛАСТИЧНОСТИ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ <i>Бородин И.Н., Майер А.Е.</i>	881

МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ЕДИНИЧНОГО ДВОЙНИКА В КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ТВЁРДЫХ ТЕЛАХ <i>Босин М.Е., Русскин В.М.</i>	883
МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ КРИТИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ ПРИ УПРОЧНЕНИИ ПОВЕРХНОСТНО-ПЛАСТИЧЕСКИМ ДЕФОРМИРОВАНИЕМ РОТАЦИОННЫМ ШАРИКОВЫМ ИНСТРУМЕНТОМ <i>Вальтер А.И., Наумов Д.М.</i>	885
МОДЕЛИРОВАНИЕ РОСТА ТРЕЩИН В ГЕТЕРОГЕННЫХ МАТЕРИАЛАХ МЕТОДОМ КЛЕТОЧНЫХ АВТОМАТОВ. <i>Гиляров В.Л.</i>	887
ПРОДОЛЬНЫЙ СДВИГ СОСТАВНОЙ СРЕДЫ В СЛУЧАЕ, КОГДА СВЯЗУЮЩЕЕ И ВКЛЮЧЕНИЯ ОСЛАБЛЕНЫ КОГЕЗИОННЫМИ ТРЕЩИНАМИ <i>Гулиев С.М.</i>	889
МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ КЛАСТЕРНОЙ ДИНАМИКИ <i>Давыдов И.А., Пискунов В.Н.</i>	891
АНАЛИТИЧЕСКОЕ ОПИСАНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ШЕЙКЕ ПЛОСКОГО ОБРАЗЦА ПРИ РАСТЯЖЕНИИ <i>Дерюгин Е.Е.</i>	892
ПАРАМЕТРИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ СЛОИСТОГО КОМПОЗИТНОГО МАТЕРИАЛА <i>Думанский А.М., Радченко А.А., Алимов М.А.</i>	892
МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ СТРУКТУРЫ И ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ МЕТАЛЛА ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ ЛОПАТОК ГТД <i>Емалетдинов А.К., Талипов Р.Р.</i>	894
МОДЕЛИРОВАНИЕ МИКРОМЕХАНИЗМОВ ПРОЦЕССА СВАРКИ ТРЕНИЕМ ДЕТАЛЕЙ АД <i>Емалетдинов А.К.</i>	895
ТОЧНО РЕШАЕМАЯ МОДЕЛЬ ОДНООСНОГО СЕГНЕТОЭЛЕКТРИКА СДАЛЬНОДЕЙСТВУЮЩИМ ПОТЕНЦИАЛОМ <i>Захаров А.Ю., Бичурин М.И., Евстигнеева Н.В.</i>	896
МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ИНФОРМАЦИОННОЙ ОЦЕНКИ ИЕРАРХИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ ПРОИЗВОДСТВЕННЫХ СХЕМ <i>Кажикенова С.Ш.</i>	899
АНАЛИТИЧЕСКОЕ ОПИСАНИЕ ОРТОГОНАЛЬНОГО ЭФФЕКТА БАУШИНГЕРА <i>Комарцов Н.М., Лужанская Т.А., Рычков Б.А.</i>	901
КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СЛОЖНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ МНОГОУРОВНЕВЫХ СРЕД <i>Кондращенко В.И., Кендюк А.В., Семак А.В., Тарарушкин Е.В., Ушеров-Маршак А.В., Сопов В.П., Кесарийский А.Г., Кондращенко Е.В.</i>	903
ТРЕХМЕРНЫЕ МАШТАБНЫЕ ЭФФЕКТЫ В ПЛОСКИХ ЗАДАЧАХ МЕХАНИКИ РАЗРУШЕНИЯ <i>Котоусов А. Г.</i>	905
МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ НЕЙТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА ЭВОЛЮЦИЮ ДИСЛОКАЦИОННЫХ ПЕТЕЛЬ И РАДИАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ КОРПУСНОГО МЕТАЛЛА РЕАКТОРОВ ВВЭР 440 И ВВЭР-1000 <i>Котречко С.А., Дубинко В.И., Озерский М.В.</i>	911
ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ПРЕДЕЛЬНОГО СОСТОЯНИЯ МАТЕРИАЛА В ОКРЕСТНОСТИ ПОВЕРХНОСТНОЙ ПОЛУЭЛЛИПТИЧЕСКОЙ ТРЕЩИНЫ НА ОСНОВЕ ФИЗИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ ХРУПКОГО РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛА <i>Котречко С.А., Зеленский Н.А.</i>	912
УНИФИЦИРОВАННЫЙ МЕТОД ВЫЧИСЛЕНИЯ ФРАКТАЛЬНОЙ РАЗМЕРНОСТИ СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛА ПО ЕГО ЭЛЕКТРОННО-МИКРОСКОПИЧЕСКОМУ ИЗОБРАЖЕНИЮ <i>Красикова И.Е., Картузов В.В., Красиков И.В.</i>	914
ОСОБЕННОСТИ РАСЧЕТА УПРУГИХ ПОСТОЯННЫХ ПРИ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЯХ <i>Красильников О.М., Мосягин И.Ю., Векилов Ю.Х.</i>	915

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАГНИТНЫХ НАНОДИСПЕРСНЫХ ЖИДКОСТЕЙ	
<i>Крутикова Е.В., Иванов А.О., Анохин Д.А.</i>	917
ОПИСАНИЕ ГЕОМЕТРИИ РАЗМЕЩЕНИЯ ЭЛЕМЕНТОВ СТРУКТУР И ИЗЛОМОВ ЦИФРОВЫМИ МЕТОДАМИ	
<i>Кудря А.В., Скородумов С.В., Траченко В.А.</i>	919
ИНФОРМАТИВНОСТЬ ФРАКТАЛЬНОЙ РАЗМЕРНОСТИ ДЛЯ ОПИСАНИЯ ПОВЕРХНОСТЕЙ РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ	
<i>Кудря А.В., Арсенкин А.М., Бочарова М.А.</i>	920
МЕТОД РЕКОНСТРУКЦИИ ТРЕХМЕРНОГО ИЗОБРАЖЕНИЯ ПО СТЕРЕОПАРАМ КАК ПЕРСПЕКТИВНЫЙ ИНСТРУМЕНТ ДЛЯ ИЗУЧЕНИЯ МИКРОМЕХАНИЗМОВ РАЗРУШЕНИЯ СТАЛЕЙ	
<i>Кудря А.В., Соколовская Э.А., Арсенкин А.М.</i>	921
ОБРАЗОВАНИЕ И ПОДВИЖНОСТЬ РАДИАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ В Мо: АТОМИСТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ	
<i>Куксин А.Ю., Инсепов З., Норман Г.Э., Стегайлов В.В., Стариков С.В., Янцкин А.В.</i>	923
РАСЧЁТ КИНЕТИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА ТЕРМИЧЕСКОЙ ДЕСТРУКЦИИ МЕДНОЙ РУДЫ МЕСТОРОЖДЕНИЯ КУСМУРУН	
<i>Кусайынов К.К., Айтпаева З.К., Каримова А.Б., Халикова З.С., Кочегина Е.В., Абсам З.Б.</i>	924
РАСЧЕТНО-ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ОБРЫВА ЛОПАТКИ ПРИ ИСПЫТАНИЯХ КОРПУСОВ ГТД НА НЕПРОБИВАЕМОСТЬ	
<i>Лепешкин А.Р., Бычков Н.Г., Ваганов П.А.</i>	926
КОМПЬЮТЕРНАЯ МОДЕЛЬ СИСТЕМЫ Bi-In-Sn ДЛЯ КОНСТРУИРОВАНИЯ МИКРОСТРУКТУР БЕССВИНЦОВЫХ ПРИПОЕВ	
<i>Луцык В.И., Воробьева В.П.</i>	928
МОДЕЛЬ РАЗРУШЕНИЯ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ВЫСОКИХ СКОРОСТЯХ ДЕФОРМАЦИИ РАСТЯЖЕНИЯ	
<i>Майер А.Е.</i>	931
РАЗРУШЕНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МИШЕНИЙ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ СИЛЬНОТОЧНЫХ ЭЛЕКТРОННЫХ ПУЧКОВ: ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ	
<i>Майер П.Н., Майер А. Е.</i>	933
MATHEMATICAL DESIGN OF MECHANICAL BEHAVIOUR OF COMPOSITE FUNCTIONALLY GRADED STRUCTURES	
<i>Marinova D.</i>	935
ТРЕЩИНА КАК ЧАСТНЫЙ СЛУЧАЙ ВЫРЕЗА В ЗАДАЧАХ МЕХАНИКИ РАЗРУШЕНИЯ	
<i>Матвиенко Ю.Г.</i>	937
ЧАСТИЧНОЕ ЗАКРЫТИЕ ПЕРИОДИЧЕСКОЙ СИСТЕМЫ ТРЕЩИН В ИЗОТРОПНОЙ СРЕДЕ, УСИЛЕННОЙ СИСТЕМОЙ СТРИНГЕРОВ	
<i>Мир-Салим-заде М.В.</i>	939
ЧАСТИЧНОЕ КОНТАКТИРОВАНИЕ БЕРЕГОВ ТРЕЩИН В ТЕПЛО ВЫДЕЛЯЮЩЕМ ПЕРФОРИРОВАННОМ МАССИВЕ, УПРУГИЕ СВОЙСТВА КОТОРОГО ЗАВИСЯТ ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ	
<i>Мирсалимов В.М., Вагари А.Р.</i>	941
ОБРАТНАЯ ЗАДАЧА МЕХАНИКИ РАЗРУШЕНИЯ ДЛЯ СОСТАВНОГО ТЕЛА	
<i>Мирсалимов В. М., Мамедова К.С.</i>	943
ПОЛОСА ПЕРЕМЕННОЙ ТОЛЩИНЫ, ОСЛАБЛЕННАЯ ПРЯМОЛИНЕЙНОЙ ТРЕЩИНОЙ	
<i>Мирсалимов М. В.</i>	944
ГИБРИДНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕПЛОВОГО УДАРА ПО ПОВЕРХНОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО ОБРАЗЦА С ЯВНЫМ УЧЕТОМ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ	
<i>Моисеенко Д.Д., Максимов П.В., Бикинеев Г.Ш, Панин В.Е.</i>	946
СТАТИСТИЧЕСКИЕ ЗАДАЧИ РАЗРУШЕНИЯ	
<i>Новоженова О.Г.</i>	948
СЕМАНТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ АКТИВНОГО ДИЭЛЕКТРИКА	
<i>Печерская Е.А., Бобошко А.В., Соловьев В.А.</i>	951

ШЕРОХОВАТОСТЬ И ФРАКТАЛЫ <i>Потапов А.А.</i>	953
ОБ ЭВОЛЮЦИОННОМ УРАВНЕНИИ ДЛЯ ОДНОМЕРНЫХ ПОПЕРЕЧНЫХ ВОЛН НЕНУЛЕВОЙ КРИВИЗНЫ <i>Рагозина В.Е., Иванова Ю.Е.</i>	955
РАЗРУШЕНИЕ ТВЕРДЫХ ТЕЛ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ИМПУЛЬСНОГО ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ <i>Рехвиашвили С.Ш., Гавашиели Д.Ш.</i>	957
КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ МЕЗОДЕФЕКТОВ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ <i>Сарафанов Г.Ф., Перевезенцев В.Н.</i>	959
ИССЛЕДОВАНИЕ И МОДЕЛИРОВАНИЕ ОСЦИЛЛИРУЮЩИХ МИКРОФЛУКТУАЦИЙ СКОРОСТИ ПОЛЗУЧЕСТИ В ПРОЦЕССЕ ДЕФОРМАЦИИ ПОЛИМЕТИЛМЕТАКРИЛАТА <i>Смолянский А.С., Черемисов В.Г., Шведов А.С., Песчанская Н.Н., Якушев П.Н., Шнейзман В.В., Салько А.Е.</i>	961
МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ И ПРОГНОЗИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ДРЕВЕСНЫХ ПРЕССОВАННЫХ МАТЕРИАЛОВ <i>Соколовский Я.И., Кондращенко В.И., Завражнов А.А., Кендюк А.В., Тарарушкин Е.В.</i>	963
ПРЯМОЕ И ОБРАТНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ КИНЕТИКИ УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН <i>Туманов Н.В., Лаврентьева М.А., Черкасова С.А.</i>	964
МЕТОД РЕШЕНИЯ СИСТЕМЫ УРАВНЕНИЙ СОСТОЯНИЯ В РАМКАХ ТРЕХ-ПОДРЕШЕТОЧНОЙ МОДЕЛИ В ПРИБЛИЖЕНИИ 3-Х КООРДИНАЦИОННЫХ СФЕР ДЛЯ ФЕРРОМАГНИТНЫХ ОЦК-РАСТВОРОВ СИСТЕМЫ Fe-Cr <i>Удовский А.Л., Кунавцев М.В., Васильев Д.А.</i>	967
РАЗРАБОТКА РАСЧЕТНОЙ МОДЕЛИ, ОПИСЫВАЮЩЕЙ МЕХАНИЗМ РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ <i>Усманова Р.Р.</i>	968
МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ РЕОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ДИСПЕРСНЫХ СРЕД ПРИ НАЛИЧИИ ЖИДКОЙ ФАЗЫ <i>Федоров И.А., Кондращенко В.И., Дорняк О.Р.</i>	969
КВАНТОВОХИМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭЛЕКТРОННОЙ СТРУКТУРЫ НАПРЯЖЕННЫХ НАНОКРИСТАЛЛОВ КРЕМНИЯ НА ГЕРМАНИЕВОЙ ПОДЛОЖКЕ <i>Филиппов В.В., Власов А.Н.</i>	970
НЕЛИНЕЙНЫЕ МОДЕЛИ ДЕФОРМИРУЕМЫХ СРЕД В ЗАДАЧАХ ДИНАМИКИ БУРОВЫХ ШТАНГ С УЧЕТОМ КОНЕЧНЫХ ДЕФОРМАЦИЙ <i>Хаджиева Л.А., Кыдырбекулы А.Б.</i>	973
GRAPHENE - NANOTUBE ARRAYS COMPOSITE MECHANICAL MODELING BY DISCRETE-CONTINUUM METHOD <i>Chentsov A.V., Goldstein R.V.</i>	975
МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДИСЛОКАЦИЙ <i>Янилкин А.В., Куксин А.Ю.</i>	976
РАЗРУШЕНИЕ ТИТАНИТА ПРИ МИКРОИЗМЕЛЬЧЕНИИ, КАК ЭФФЕКТИВНЫЙ ПРИЕМ В ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ МИНЕРАЛЬНОГО АТМОСФЕРОСТОЙКОГО ПИГМЕНТА <i>Герасимова Л.Г., Маслова М.В.</i>	978
ОЦЕНКА ОСТАТОЧНОГО РЕСУРСА СТАЛЕЙ С ПРИМЕНЕНИЕМ ФУРЬЕ-ПРЕОБРАЗОВАНИЯ ЦИФРОВОГО ИЗОБРАЖЕНИЯ СТРУКТУРЫ <i>Писаренко Г.Г., Бялонович А.В., Матохнюк Л.Е., Ботвина Л.Р.</i>	979
ОСОБЕННОСТИ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ ПОЛОСЧАТЫХ ФЕРРИТНО-ПЕРЛИТНЫХ СТРУКТУР <i>Ануфриев С.В., Дронов В.С., Головин С.А.</i>	981
ВЛИЯНИЕ ФАКТОРА ЧАСТОТЫ ЦИКЛИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ НА ИЗМЕНЕНИЕ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ ПОВЕРХНОСТИ И НАКЛОНА КРИВОЙ УСТАЛОСТИ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ ИЗГИБА ВРАЩАЮЩИХСЯ ОБРАЗЦОВ <i>Мыльников В.В., Чернышов Е.А., Шетулов Д.И.</i>	984
ИССЛЕДОВАНИЕ РАБОТОСПОСОБНОСТИ РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА ОСНАЩЕННОГО УПРОЧНЕННЫМИ ПЛАСТИНАМИ ИЗ СВЕРХТВЕРДЫХ МАТЕРИАЛОВ И РЕЖУЩЕЙ КЕРАМИКИ <i>Пронин А.И., Мыльников В.В., Чернышов Е.А.</i>	986

ПЛЕНАРНЫЕ ДОКЛАДЫ

ФИЗИЧЕСКИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДЕФОРМАЦИИ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ МАТЕРИАЛОВ

Алехин В.П.

Россия, Московский государственный индустриальный университет, alehin_valentin@mail.ru

PHYSICAL REGULARITIES OF DEFORMATION OF THE SURFACE LAYERS OF MATERIALS

Alekhin VP

The analysis of key factors responsible for the peculiarities of plastic flow in the surface layers of materials in terms of registration of structural and energetic patterns of birth, reproduction and thermally activated dislocation motion near the free surface of a solid. Examined the stresses of heterogeneous and homogeneous nucleation of dislocations at the surface and in the bulk crystal. We propose a model of condensation nucleation of dislocations in the surface layers of the crystal. The influence of image forces on the kinetics of the interaction and propagation of dislocations near a free surface, and especially the atomic-electronic structure, lattice dynamics and thermodynamic parameters near the free surface of a solid. The estimation of the rate of dislocation motion and thermal activation analysis of the kinetics of microstrain in crystals Si, Ge and Mo above and below the macroscopic yield point. The physical nature and the structural-kinetic patterns microplastic strain in the temperature range of brittle fracture, as well as refined physical model of dislocations in crystals with high Peierls relief at low and medium voltage and low temperatures.

В настоящем докладе поставлена задача установления основных физических закономерностей микропластической деформации поверхностных слоев твердого тела ниже и выше температурного порога хрупкости и их влияния на общую макроскопическую кинетику деформационного упрочнения. В соответствии с поставленной задачей рассмотрены основные закономерности характера формирования и эволюции дислокационной структуры в приповерхностных и внутренних слоях материала на начальной стадии деформации и их влияние на кинетику различных стадий деформационного упрочнения. Изучены закономерности микродеформации поверхностных слоев молибдена методами микротвердости, трансмиссионной электронной микроскопии, внутреннего трения и акустической эмиссии. Измерен профиль дефектов в приповерхностном слое молибдена методом резерфордского обратного рассеяния протонов. Показано, что за физическую природу зуба текучести ответственна микродеформация поверхностных слоев на начальной стадии деформирования.

Проведен анализ основных факторов, ответственных за особенности пластического течения в приповерхностных слоях материалов с позиций учета структурно-энергетических закономерностей зарождения, размножения и термоактивируемого движения дислокаций вблизи свободной поверхности твердого тела. Рассмотрены величины напряжений гетерогенного и гомогенного зарождения дислокаций на поверхности и в объеме кристалла. Предложена конденсационная модель зарождения дислокаций в приповерхностных слоях кристалла. Рассмотрено влияние сил изображения на кинетику взаимодействия и размножение дислокаций вблизи свободной поверхности, а также особенности атомно-электронной структуры, динамики решетки и термодинамических параметров вблизи свободной поверхности твердого тела.

Проведена оценка скорости движения дислокаций и термоактивационный анализ кинетики микродеформации в монокристаллах Si, Ge и Mo ниже и выше макроскопического предела текучести.

Рассмотрена физическая природа и структурно-кинетические закономерности микропластической деформации в температурном интервале хрупкого разрушения, а также уточнена физическая модель движения дислокаций в кристаллах с высоким рельефом Пайерлса в области малых и средних величин напряжений и низких температур.

Предложенные в работе физические представления о природе низкотемпературной микропластичности материалов в области низких величин напряжений позволили объяснить широкий спектр экспериментальных результатов, представленных в настоящей работе, а также ряд

ранее полученных и не нашедших строгого объяснения литературных данных: резкое снижение напряжений зарождения и размножения дислокаций при знакопеременных нагрузках; физическая природа интенсификации микропластического течения в поверхностных слоях материалов и последующего усталостного разрушения при циклических нагрузках; физическая природа легкодействующих поверхностных источников дислокаций; переползание участков дислокаций, выходящих на свободную поверхность; появление донорного (а в ряде случаев и акцепторного) эффекта при микродеформации; образование кластеров из точечных дефектов, приводящих к хрупкому разрушению полупроводниковых материалов после процессов низкотемпературной обработки (резка, скрайбирование, шлифовка, полировка и др.).

Практическая актуальность проблемы, которой посвящена данная работа, заключается в том, что знание основных физических закономерностей поведения поверхностных слоев материалов как ниже, так и выше температурного порога хрупкости позволяет рекомендовать практике научно обоснованные методы обработки, упрочнения и формоизменения материалов, а также сформулировать основные критерии и принципы методов локализации, интенсификации и управления кинетикой микропластической деформации применительно к оптимизации ряда технологических процессов (шлифовка, полировка, поверхностные способы упрочнения и обработки материалов, способы твердофазного соединения материалов и др.).

УСТАЛОСТНОЕ РАЗРУШЕНИЕ: АВТОМОДЕЛЬНОСТЬ И МАСШТАБНЫЙ ФАКТОР

Ботвина Л.Р.

ИМЕТ РАН, г.Москва

Представлен обзор исследований за 30 лет по автомодельности развития усталостной трещины и влиянию размера образца на скорость ее роста. Обсуждаются критерии автомодельности и экспериментальные данные, отражающие влияние толщины образцов из различных материалов на показатель в соотношении Пэриса. Рассмотрены физические механизмы, обуславливающие автомодельный характер развития процесса. Показано, что проявление автомодельности усталостного разрушения, как и многих других кинетических процессов, является следствием общих закономерностей, связанных с подобием кинетических кривых, образующих семейство кривых, каждая из которых отвечает различным условиям опыта (различной амплитуде напряжения при усталостном разрушении). Такое семейство кривых может анализироваться с позиций теории фазовых переходов и описываться как степенной, так и экспоненциальной функцией.

ОБЩИЕ ПРИНЦИПЫ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ПРИ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ (ИНТЕНСИВНОЙ) ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Глезер А.М.

*Институт металловедения и физики металлов им. Г.В.Курдюмова
ГНЦ «ЦНИИЧермет им.И.П.Бардина», г. Москва;
a.glezer@mail.ru*

Рассмотрены структурные аспекты мегапластической (интенсивной) деформации и установлены ее принципиальные отличия от известных ранее видов пластического формоизменения (микро- и макропластической деформации).

Показано, что релаксационные процессы играют определяющую роль при формировании дефектных структур в области супербольших пластических деформаций. Сформулирован принцип цикличности структурообразования по мере роста величины мегапластической деформации. Установлено, что наблюдаемое в экспериментах многообразие структурных состояний обусловлено, во-первых, различными вариантами эволюции дефектной структуры и, во-вторых, различными

стадиями реализации структурного состояния для каждого из этих вариантов при заданных условиях деформации.

Принцип цикличности позволяет отказаться от гипотезы формирования «особых» границ зерен при мегапластической деформации, а также от экзотических механизмов пластического течения, ограничившись традиционными дислокационными и дисклинационными механизмами пластической деформации.

Показано, что существуют два принципиально важных условия, при реализации которых деформация при относительно низких температурах ($T_d < 0,2T_{пл}$) может считаться мегапластической (интенсивной). Во-первых, это наличие эффективных сжимающих напряжений, предотвращающих процесс разрушения, и, во-вторых, это протекание одного из двух высокоэффективных релаксационных процессов – динамической рекристаллизации и/или аморфизации кристаллической структуры.

Автор выражает признательность РФФИ за финансовую поддержку (грант 09-02-00831а).

МИКРОМЕХАНИЗМЫ, КОНТРОЛИРУЮЩИЕ УРОВЕНЬ ПРОЧНОСТИ МЕТАЛЛА В НАНОСТРУКТУРНОМ СОСТОЯНИИ

Котречко С.А.¹, Мазилова Т.И.,² Михайловский И.М.² Овсянников А.В.¹, Филатов А.В.²

¹*Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАН Украины, г. Киев,*

²*Национальный научный центр «ХФТИ» НАН Украины, г. Харьков*

E-mail: kotr@imp.kiev.ua

ATOMIC MECHANISMS GOVERNING THE STRENGTH LEVEL OF NANOCRYSTALLINE METALL

Kotrechko S., Mazilova T., Mikhailovskij I., Ovsjannikov O., Filatov O.

Atomic mechanisms of the attainment of limiting state of metallic nano-sized crystals have been considered. The local shear instability was shown to govern strength of this crystals. This effect is related with action of local (atomistic) stresses caused by both surface tensile forces and thermal vibrations of atoms. It is shown that strength of nano-sized crystals is the decreasing square root function of temperature. Just this is essential difference between the temperature dependence of nanocrystal strength and the same for macro-sized single crystals. A comparison of MD-simulation findings and the experimental evidence obtained by high-field method is given for tungsten. The size effect is investigated over a wide range of nanocrystal sizes (10-1000nm). An existence of three size ranges, which differ by failure mechanisms, was established. As a conclusion, the peculiarity of failure of a bulk nanocrystalline alloy was examined on the base of obtained results.

В настоящее время благодаря развитию нанотехнологий наноразмерные кристаллы и нанокластеры из предмета абстрактных исследований превратились в материальный объект, прочность которого представляет не только теоретический, но и практический интерес. В связи с этим актуальной является исследование атомных механизмов достижения предельного состояния отдельных наноразмерных кристаллов. Кроме того, эти исследования имеют такое же фундаментальное значение для понимания природы прочности консолидированных наноструктурных материалов, какое в свое время имело исследование макроразмерных монокристаллов для понимания прочности «обычных» поликристаллических материалов.

Цель доклада заключается в изложении физических представлений о атомных механизмах потери устойчивости кристаллической структуры металлических наноразмерных кристаллов и интерпретации с этих позиций закономерностей разрушения металлов в наноструктурном состоянии.

Исследования предполагали проведение как физического, так и вычислительного эксперимента. Для экспериментального определения прочности при одноосном растяжении наноразмерных (20 – 200 нм) игольчатых образцов использовалась высокополевая методика. Растяжение цилиндрических наноразмерных образцов с величиной диаметра от 2 до 9 нм моделировалось с использованием метода молекулярной динамики.

Предложена атомистическая модель достижения предельного состояния наноразмерного кристалла при его деформации, в соответствии с которой уровень прочности нанокристалла контролируется явлением локальной сдвиговой нестабильности решетки в приповерхностном слое нанокристалла. Распространение этой нестабильности в объеме образца приводит к образованию дефектов кристаллической структуры (дислокаций, двойников). Основной причиной локализации процесса потери стабильности решетки является действие сил поверхностного натяжения и флуктуация локальных касательных напряжений, обусловленных тепловыми колебаниями атомов. Предложен критерий флуктуационно-стимулированного перехода наноразмерного кристалла от упругих к пластическим деформациям. Установлен закон для температурной зависимости прочности металлических нанокристаллов, в соответствии с которым их прочность в окрестности температуры Дебая и выше уменьшается с ростом температуры T как \sqrt{T} , а не экспоненциально, как у макроразмерных кристаллов.

Приведены результаты исследования масштабного эффекта. На примере нанокристаллов Mo и W продемонстрировано существование трех размерных интервалов, отличающихся характером зависимости прочности от размера образца. Обсуждаются микромеханизмы достижения предельного состояния в этих размерных областях. В заключение дана интерпретация разрушения объемного наноструктурного сплава с позиции установленных закономерностей локальной нестабильности отдельных наноразмерных кристаллов.

К ВОПРОСУ О КЛАССИФИКАЦИИ, ПРИЗНАКАХ ПОДОБИЯ И КРИТЕРИЯХ НОВИЗНЫ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Луковкин Г.М., Аржаков М.С., Жирнов А.Е., Аржаков С.А.

*Россия, Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова, Химический факультет
arzhakov@genebee.msu.ru*

ON THE CLASSIFICATION, SIMILARITY AND NOVELTY OF THE CONSTRUCTION MATERIALS

Lukovkin G.M., Arzhakov M.S., Zhirnov A.E., Arzhakov S.A.

For a variety of modern materials based on the metals, alloys, metallic glasses, and polymers deformation behavior in the wide range of deformation temperature and strain rate was studied. Experimental data were treated using the original procedure based on the construction of the unified stress-strain diagram and unified diagram in the coordinates (mechanical parameter) = $f(V, \Delta T)$, where V is strain rate and ΔT is the difference between phase transition temperature and deformation temperature. This approach allowed us to generalize physical and mechanical behavior of the materials characterized by the different chemical structure and composition using the unified coefficients. The coefficients obtained can be considered as the characteristics for the classes of the materials, and indicate the similarity in the physical and mechanical behavior of the materials within the given class. From this standpoint "new" material is the material, characterized by the physical and mechanical behavior which differs from the generalized behavior.

Поиск путей универсального описания физико-механического поведения конструкционных материалов различной химической природы и состава является одной из основных задач современного полимерного материаловедения. На сегодняшний день решение этой задачи далеко от завершения. Экспериментальное изучение комплекса эксплуатационных свойств тех или иных материалов требует довольно длительного времени, причем, полученные корреляции, как правило, теряют свою значимость при сравнительно небольших модификациях материала, не говоря уже о переходе к материалам другого строения. Попытки обобщенного описания реальных материалов на основе привлечения физических и математических моделей, как правило, позволяют вскрыть лишь отдельные аспекты проблемы. В связи с этим, необходима разработка принципиально новых методик и подходов для обобщенного анализа и оценки эксплуатационного поведения конструкционных материалов.

В данной работе исследовано деформационное поведение представительного круга конструкционных материалов на основе металлов, сплавов, металлических стекол и полимеров в широких температурно-временных интервалах силового воздействия. На основе полученных экспериментальных данных проведен анализ влияния температуры и скорости деформации на характер и вид деформационных кривых материалов, а также на их механические параметры (модуль упругости, предел прочности и предел текучести). Данный анализ основан на оригинальной методике, связанной с построением

трехмерных диаграмм в координатах (параметр) = $f(V, \Delta T)$, где V - скорость деформирования, ΔT - разность между температурой фазового перехода материала и температурой деформирования. Это позволяет универсально описать физико-механическое поведение материала в терминах выражения типа (параметр) = $A \ln V \Delta T$, где A – коэффициент, характеризующий изменение механического параметра при изменении температуры и скорости деформирования на единицу.

обобщенных деформационных кривых в приведенных безразмерных координатах. Это позволяет определить универсальные константы, описывающие развитие деформационных процессов материалов и взаимосвязь механических параметров независимо от температурно-скоростных условий деформирования и химической природы материала.

Полученные таким образом константы и коэффициенты являются характеристиками не отдельного материала, а группы или класса материалов и могут служить признаками подобия физико-механического поведения представителей данного класса. В результате весь массив изученных материалов различной химической природы и состава сведен в ряд классов, внутри которых эксплуатационное поведение индивидуальных представителей подчиняется обобщенным закономерностям. С этих позиций критерием новизны материала является отклонение от выявленных признаков подобия.

ПРОЧНОСТЬ ПРОКАТА БОЛЬШИХ ТОЛЩИН С КОМПОЗИТНОЙ СТРУКТУРОЙ ДЛЯ УНИКАЛЬНЫХ СООРУЖЕНИЙ

Одесский П.Д., Егорова А.А.

Центральный Научно - Исследовательский Институт Строительных Конструкций им. В.А. Кучеренко, г. Москва., annacnisk@rambler.ru

STRENGTH OF HIRE OF THE BIG THICKNESS WITH COMPOSIT STRUCTURE FOR UNIQUE CONSTRUCTIONS

Odesskui P.D., Egorova A.A.

In the report is considered strength and structure of a large shape steel-rolled stock - I-beams with parallel edges in altitude ~ 1 m with thickness of a flange to 125 mm for framings of high-rise buildings. Are discussed ways of reception of high engineering properties of a shape steel-rolled stock with $\sigma_T = 450$ N/mm², tapped as steel HISTAR 460 Russia are discussed. Are showed ways to an iron and steel industry of different profiles with high and homogeneous properties on hire sectional view are shown.

В настоящее время при возведении уникальных инженерных сооружениях применяются крупные фасонные профили – двутавровые балки с параллельными гранями высотой ~ 1м с толщиной полки до 125 мм производства завода Arcelor – Mittal (Люксембург). Применительно к условиям России разработаны требования для такого проката и налажен его выпуск.

Фасонные профили имеют $\sigma_T = 450$ Н/мм² и выпускаются как стали HISTAR 460 Russia. Прокат упрочняется в потоке стана по схеме рекристаллизационной термомеханической обработки, имеет характерный для подобной прокатки химический состав ($C \sim 0,1\%$; $Mn \leq 1,7\%$; $\leq 0,1\% V$) и, как следствие принятого режима упрочнения, обладает характерной неоднородностью структуры по сечению, типичной для естественных композитных материалов.

Основная особенность подобного проката: высокое сопротивление хрупким разрушениям различной природы, усталостным и сейсмическим нагрузкам, в частности из-за наличия остаточных напряжений сжатия в поверхностных зонах проката на уровне $0,2\sigma_T$.

Рассмотрим основные свойства данных материалов на примере балки высотой 1100 мм с толщиной полки 125 мм из стали с $\sigma_T = 450 \text{ Н/мм}^2$. В поверхностных слоях сформировалась игольчатая структура, достаточно полно распавшаяся при самоотпуске, с твердостью 280HV, в осевой зоне имеет место ферритно-перлитная структура с размером зерна $\sim 20 \text{ мкм}$ с твердостью 170HV, в середине между поверхностью и осевой зоной, твердость – 190HV.

Испытания на растяжение образцов, вырезанных из полного сечения дали следующие основные результаты: $\sigma_T = 460 \text{ Н/мм}^2$; $\sigma_B = 590 \text{ Н/мм}^2$; $\delta_5 = 25\%$. Ударная вязкость, определенная в металле по всей толщине сечения, составляет $KCV^{40} \geq 40 \text{ Дж/см}^2$, что в том числе удовлетворяет требованиям к прокату северного исполнения.

Для подобного проката, неоднородного по сечению, необходим высокий уровень z – свойств: в данном случае $\psi_z \geq 50\%$ как у лучших сортов стали. Прокат имеет хорошую свариваемость и высокую хладостойкость сварных соединений. Такая сталь в настоящее время применяется в уникальных конструкциях в условиях России.

ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ ЗНАЧИТЕЛЬНЫХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ В ПРОМЫШЛЕННЫХ УСЛОВИЯХ

Орыщенко А.С., Хлусова Е.И.

Россия, ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей»

FRACTURE CHARACTERISTICS OF LOW-CARBON LOW-ALLOY STEELS OBTAINED BY LARGE PLASTIC DEFORMATION METHODS UNDER COMMERCIAL CONDITIONS

Oryshchenko A.S., Khlusova E.I.

Russia, FSUE CRISM “Prometey”, crism@prometey.nw.ru

A sufficient number of papers are known about the study of effect of intensive plastic deformation on the formation of a nanosized structure in small-sized experimental specimens. At the same time, the formation of nanostructural elements in large-sized commercial metallurgical billets has been tried out comparatively recently in developing production technologies for low-carbon low-alloy cold-resistant steels on the “5000” mills by Cherepovets-Based Company OAO “Severstal” Steel-Rolling Plant and OAO Magnitogorsk Integrated Iron-and-Steel Works. The high-power mills are capable of deforming metal at low temperatures with its high environmental resistance. A strictly verified chemical composition and specified thermomechanical treatment conditions allows the successive refinement of steel structure till achieving its nanolevel (to form in steel structure about 30–40 % fragments 200–400 nm in size).

The cold-resistant steels developed with a carbon content of 0.04–0.07 % show such a unique set of mechanical properties as the combination of high strength (up to to 690 MPa) and resistance to brittle and ductile fracture down to temperature of -60°C at low contents of alloying elements (1.6–1.8 % manganese, not more than 0.5 % nickel and copper taken together, not more than 0.25 % molybdenum, not more than 0.1 % vanadium, niobium and the titanium for each element).

A deformation process of the initial billet brings about an unstable state in its material because of high accumulated energy and a great number of originated crystalline imperfections. The dissipation of accumulated energy gives rise to phase transformations and in-progress strain results in the formation of a submicrocrystalline structure and nanostructure in the final product, which is rolled plates with ferrite-bainite and bainite-martensite structures. The new formed structures inherit a high density of crystalline imperfections. In spite of increasing strength characteristics it allows high resistance to brittle fracture and crack resistance of the steel at low temperatures to be held. Thus, they make the most use of the advantages of high-strength steels while metal consumption in designing structures decreases, reliability and environmental safety of main pipelines is provided.

The paper considers fracture characteristics of low-alloy steels after different loading conditions (static, dynamic, cyclic). It has been found that the structural evolution of low-carbon high-strength steels with martensite-bainite structure during plastic deformation has both common features and considerable differences from the structural evolution of polycrystalline iron and low-alloy low-carbon ferritic steels. Under dynamic impact conditions the fraction of fragmented structure is related to the level of plastic deformation of a specimen.

The results of nonstandard drop-weight tests of specimens with brittle cladding applied before show sufficiently high energy amounts (not less than 40 % of the total) spent on crack initiation and extension in the specimen. The crack tip opening angle (CTOA) procedure shows distinctions in the nature of propagation of a ductile crack in steels differing in structures and can be promising from the point of view of using the CTOA value as an index of resistance of a material to ductile crack development.

Известно достаточное количество научных работ по исследованию влияния интенсивной пластической деформации на формирование структуры наноразмерного масштаба в малоразмерных экспериментальных образцах. В то же время, создание элементов наноструктуры в массивных промышленных металлургических заготовках опробовано сравнительно недавно при создании технологий производства низкоуглеродистых низколегированных хладостойких сталей на станах «5000» ЧерМК ОАО «Северсталь» и ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат». Благодаря строго выверенному химическому составу и жестко регламентированным режимам термомеханической обработки удается на мощных прокатных станах, позволяющих осуществлять деформацию металла при низких температурах, когда высоко его сопротивление внешнему воздействию, последовательно измельчить структуру стали вплоть до наноуровня (создать в структуре стали около 30-40% фрагментов размером 200-400 нанометров).

Разработанные хладостойкие стали с содержанием углерода 0,04-0,07% обладают уникальным комплексом механических свойств – сочетанием высокой прочности (до 690 МПа) и сопротивлением хрупким и вязким разрушениям вплоть до температуры -60°C при малом содержании легирующих элементов (марганца 1,6-1,8%, никеля и меди в сумме не более 0,5%, молибдена не более 0,25%, ванадия, ниобия и титана – не более 0,1%).

В процессе деформации исходной заготовки создается неустойчивое состояние в материале из-за большой накопленной энергии и значительного количества возникших несовершенств кристаллического строения. Диссипация накопленной энергии приводит к протеканию фазовых превращений, а продолжающаяся деформация – к формированию субмикроструктурной и наноструктуры в конечном продукте – листовом прокате с феррито-бейнитной и бейнито-мартенситной структурами. Во вновь образующихся структурах наследуется высокая плотность несовершенств кристаллического строения. Несмотря на повышение прочностных характеристик это позволяет сохранить высокое сопротивление хрупким разрушениям и трещиностойкость стали при низких температурах. Таким образом максимально используются преимущества высокопрочных сталей, снижается металлоемкость конструкций, обеспечивается надежность и экологическая безопасность магистральных трубопроводов.

В докладе рассмотрены особенности разрушения низколегированных сталей после различных режимов нагружения (статических, динамических, циклических). Установлено, что структурная эволюция в ходе пластической деформации низкоуглеродистых высокопрочных сталей с мартенсито-бейнитной структурой имеет как общие черты, так и существенные отличия от структурной эволюции поликристаллического железа и низколегированных низкоуглеродистых ферритных сталей. При динамическом воздействии доля фрагментированной структуры связана с уровнем пластической деформации образца.

Результаты нестандартных испытаний падающим грузом с предварительно нанесенной хрупкой наплавкой свидетельствуют о достаточно высоких значениях энергии (не менее 40% от общей), затрачиваемых на старание и продвижение трещины в образце. Методика определения угла раскрытия трещины CTOA показывает различия в характере распространения вязкой трещины в сталях с различной структурой и может быть перспективной с точки зрения использования величины CTOA как характеристики сопротивления материала развитию вязкой трещины.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ НА СТАДИЯХ ОБРАЗОВАНИЯ И РАЗВИТИЯ ТРЕЩИН

Романов А.Н.

Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, г. Москва, e-mail: alrom37@mail.ru

CRITERION OF CYCLIC FRACTURE OF CONSTRUCTIONAL METALLIC MATERIALS AT THE STAGES OF CRACK INITIATION AND CRACK PROPAGATION

Romanov A.N.

(Engineering research Institute RAS, Moscow)

ABSTRACT: the unique criterion of cycle fracture of the metallic materials is obtained and on its basis the existence of the unique fatigue curve in all range of cycles loading (low-cycle and high-cycle fatigue) for the stage of crack initiation and stage of crack propagation is shown. The criterion allows on the extreme saved damage to calculate durability of constructions elements, and also levels of the accumulated damages for any loading stage. This criterion is independent of the type, structural state (i.e., treatment), form of a loading, of a material (single-frequency, double-frequency, asymmetric, having time lags, and programmable), as well as, of the loading conditions (temperature, frequency, type loading).

New approaches that can be applied to both the calculation methods for the cycle strength and to the rules for the choice of structural materials are proposed.

На основе исследования циклического эффекта Баушингера и привлечения представлений о повреждающей роли микрповреждений на пути упругой и пластической деформации автором был получен критерий циклического разрушения при циклическом нагружении с заданным размахом нагрузки в цикле (мягкое нагружение) в виде:

$$\int_0^{N_p} \frac{\delta e_{yn}}{\varepsilon^2} dN + \int_0^{N_p} \frac{\Delta \varepsilon}{\varepsilon} dN = 1, \quad (1)$$

где δ - пластическая деформация (ширина петли гистерезиса) в полцикле растяжения, $(\delta - \delta') = \Delta \varepsilon$ - односторонне накопленная деформация в рассматриваемом цикле, δ' - пластическая деформация в полцикле сжатия, ε - пластичность материала при однократном разрушении образца, обуславливающая несущую способность материала, N_p - число циклов до разрушения, $e_{yn} = \delta + e_y$, $e_y = \sigma / E$.

При жестком нагружении можно принять, что $\delta = \text{const}$ и $e_{yn} = \text{const}$, а и тогда зависимость (1) может быть записана в виде:

$$\frac{\delta \cdot e_{yn}}{\varepsilon^2} \cdot N_p = 1. \quad (2)$$

Уровень накопленного повреждения на любой стадии нагружения может быть определен в виде:

$$\eta = \int_0^N \frac{\delta^2}{\varepsilon^2} dN + \int_0^N \frac{\delta e_y}{\varepsilon^2} dN, \quad (3)$$

Указанные предположения о повреждающей роли микронапряжений на пути упругой и пластической деформации позволили описать условия разрушения во всем диапазоне долговечностей циклического нагружения, т. е. как область малоциклового, так и область многоциклового разрушения (рис. 1,б), единой зависимостью (1).

Полученные критерии свидетельствуют о том, что при циклическом нагружении процесс накопления повреждений и условия разрушения подчиняются единому правилу (закону), независимо от условий нагружения.

Экспериментальная проверка критериев (1) и (2) подтвердила существование единого критерия разрушения для любых металлических материалов и их любых структурных состояний (т.е. независимо от вида термообработки) и любых условий циклического нагружения (температура, частота нагружения, асимметрия цикла). При этом условия нагружения влияют на характеристики сопротивления деформированию, входящие в зависимости (1) и (2), но не изменяют правило (закон) суммирования повреждений в соответствии с этими критериями, в том числе и при программном нагружении (двухчастотное, ступенчатое, с перегрузками, с временными выдержками в полциклах нагружения и т. д.).

Критерии (1) и (2) описывают кинетику накопления повреждений, предельным случаем которого является появление макротрещины.

Развитие описанных выше представлений на стадию развития трещины позволило получить критерии живучести материала (конструкции) в виде:

$$\int_0^{Np} \frac{v_{yn} v_p}{v_c^2} dN + \int_0^{Np} \frac{\Delta v}{v_c} dN = 1, \quad (4)$$

где $v_p, v_y, v_{yn}, \Delta v$ - пластическое (остаточное обратимое), упругое и упругопластическое (обратимое) перемещение берегов трещины в полцикле растяжения и односторонне накопленное раскрытие трещины в цикле соответственно, v_c - предельное раскрытие трещины при однократном разрушении образца с трещиной.

В случае, когда не происходит накопление раскрытия трещины (жесткое нагружение), второй член в зависимости (4) равен нулю, и для жесткого нагружения имеем:

$$\int_0^{Np} \frac{v_{yn} v_p}{v_c^2} dN = 1. \quad (5)$$

Экспериментальная проверка критерия (5) подтвердила его справедливость предложенного критерия и при жестком режиме нагружения (рис.1)..

Таким образом, существование единого критерия разрушения металлических материалов во всем диапазоне долговечностей (малоцикловая и многоцикловая усталость) на стадиях образования и развития трещин независимо от типа материала, его структурного состояния (термообработки), вида нагружения (одночастотное, двухчастотное, асимметричное, с временными выдержками, программное) и условий (температура, частота) нагружения формулирует новые подходы к методам расчета на циклическую прочность и правилам выбора материала при конструировании.

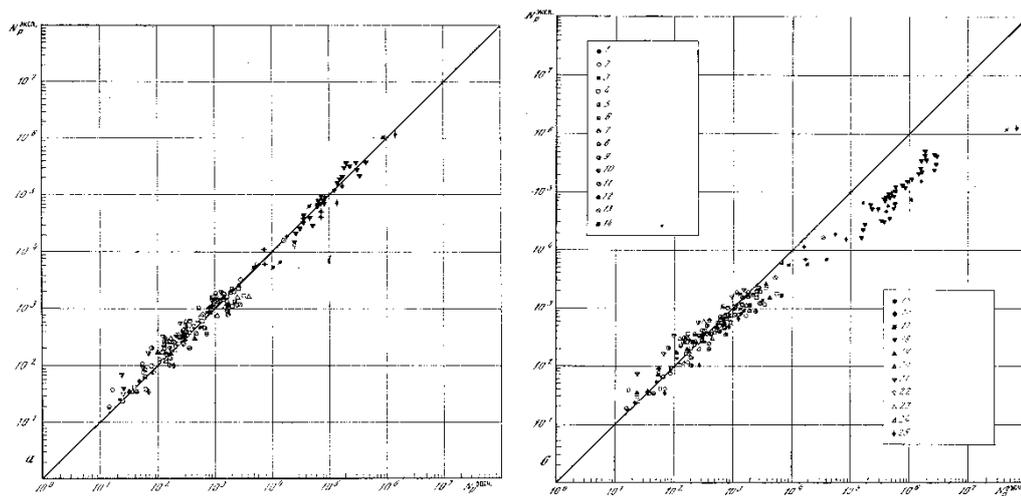


Рис. 1. Сопоставление экспериментальных данных с результатами расчета: а – расчет по зависимости (2) с учетом повреждающей роли упругой деформации, б – расчет по зависимости (2) без учета повреждающей роли упругой деформации при жестком нагружении.

НОВОЕ В ТЕОРИИ ПРОЧНОСТИ МАТЕРИАЛОВ

Русанов А.И.

Россия, Санкт-Петербургский государственный университет, E-mail: rusanov@AR1047.spb.edu

THE NEW IN THE THEORY OF STRENGTH OF MATERIALS

Rusanov A.I.

The theory of strength of materials is the point of science where three departments of knowledge meet: mechanics, thermodynamics, and surface science. The mechanical part is the most developed by now. For brittle materials, it includes the calculation of stress intensities and the excess of elastic energy related to a crack. However, both the thermodynamic and surface science contributions to the theory of strength looked unsatisfactory, and a number of novel results were obtained during the last decade. This presentation supplies a survey of those novel results. Concerning thermodynamics, it yields a rigorous formulation of the brittle fracture problem and introducing generalized Gibbs energy as a thermodynamic potential, both the 2d and 3d cases being included. Concerning surface science, the theory accounts not only for surface tension, but also for the line tension of a crack. Thermodynamic line tension is introduced as a new characteristic of a crack originating from changing surface tension near the crack tip, which can be of certain significance for nanocracks. The criterion of rupture is reformulated in the context of line tension. As an example, a detailed calculation of the surface and line tensions of a crack is performed for a molecular solid with dispersion forces. The effect of line tension on the ultimate strength is shown to be twice as much in the 3d case as compared with the 2d case.

Теория прочности материалов базируется на трех науках: механике, термодинамике и физико-химии поверхностных явлений. Наиболее развит вклад механики, в особенности, для хрупких материалов, где используется теория упругости. Стандартной задачей здесь является расчет избыточной упругой энергии, связанной с образованием трещины. Что касается термодинамики и физикохимии поверхностных явлений, их использование в теории прочности долгое время было неудовлетворительным. Лишь в последнее десятилетие появились результаты, меняющие положение к лучшему. О них и рассказывается в данном докладе.

При испытании материала на прочность, он нагружается. Однако термодинамики произвольно нагруженных тел не существовало вообще. Классическая термодинамика знала существование лишь одного вида нагружения – однородного внешнего давления (например, атмосферного давления). Для него известен и термодинамический потенциал – энергия Гиббса, но такое нагружение весьма редко применяется при испытании на прочность. Попытки же использовать энергию и свободную энергию в теории прочности в принципиальном отношении ошибочны, поскольку обе эти функции являются термодинамическими потенциалами лишь при постоянстве объема тела, а его нагружение вызывает деформацию, обычно включающую и изменение объема. Новый класс термодинамических функций – направленные потенциалы был введен в механохимии [1, 2]. Например, направленная энергия Гиббса G_r (r символизирует направление) дается выражением

$$G_r \equiv F - E_{rr}V,$$

где F – свободная энергия, E_{rr} – составляющая тензора напряжений в заданном направлении и V – объем. Эта функция обладает свойствами термодинамического потенциала (позволяет рассчитывать работу) при одноосном нагружении тела, обычно используемым при испытании на разрыв). В общем же случае произвольного нагружения задача была решена лишь недавно путем введения обобщенной энергии Гиббса [3]

$$G^* \equiv F - \iint_{(A)} (\mathbf{P} \cdot \mathbf{u}) dA$$

Здесь \mathbf{P} – локальный вектор силы, приложенной к единице поверхности тела, \mathbf{u} – единичный вектор внешней нормали к поверхности, A – площадь поверхности, интегрирование проводится по всей замкнутой поверхности тела.

Разрушение материала начинается с образования трещины (точнее нанотрещины), и здесь вступают в дело законы поверхностных явлений. В первой же теории прочности Гриффитса [4] использовалось понятие поверхностного натяжения, что требует уточнения. В последующих работах чаще говорилось о поверхностной энергии, что уже совсем неверно. Как обнаружил еще Гиббс, для твердых тел, в отличие от жидкостей, не совпадают механическое и термодинамическое определения поверхностного натяжения. Для теории прочности необходимо второе: это работа образования единицы новой поверхности (σ в

обозначениях Гиббса) путем разрезания или разрыва. Именно эту величину правильно использовал Гриффитс, но ошибся в знаке, что, впрочем, не повлияло на конечный результат при расчете предела прочности. Однако для нанотрещины одного учета поверхностного натяжения недостаточно, желательно учитывать и линейное натяжение κ (опять же в термодинамическом смысле, т.е. как работу образования единицы длины фронтальной линии трещины), возникающее из-за пересечения двух поверхностей трещины. В докладе дается строгое определение линейного натяжения трещины [5] и на примере дисперсионных сил (характерных для неполярных неметаллических материалов) демонстрируется его расчет. Для макроскопической прямолинейной трещины расчет приводит к удивительно простому соотношению [6]

$$\kappa = -2\sigma\delta\left[\sin(\varphi/2) + 0.5\sin^{-1}(\varphi/2)\right],$$

где φ – угол раствора трещины и δ – параметр решетки твердого тела в нормальном направлении к поверхности трещины (для нано- и криволинейных трещин формулы сложнее). Если всегда $\sigma > 0$ (по условию устойчивости Гиббса), то κ оказывается величиной отрицательной, и для пустой трещины это закономерно, так как поверхностное натяжение уменьшается при приближении к ее носу.

Для построения теории прочности важно определиться с механизмом роста трещины. В данном докладе рассматриваются два механизма: конформный, когда трещина остается подобной себе в ходе роста, и глубинный, когда трещина растет в глубину при фиксированной ширине ее устья. Оценка на основе термодинамики показывает, что глубинный механизм энергетически более выгоден и потому чаще реализуется на практике [4, 7]. На примере материалов с дисперсионными силами произведен расчет предела прочности P_t хрупкого (упругого) материала для глубинного механизма роста трещины при учете линейного натяжения. В сравнении с результатом Гриффитса P_t^G получено [4, 6]

$$P_t/P_t^G = \left[1 - \delta/h + (\delta/h)^2\right]^{1/2},$$

где h – ширина устья трещины. Отношение P_t/P_t^G всюду меньше единицы, но не опускается ниже 0.866 даже в остром минимуме при $h = 2$, а в области реальных значений ширины устья трещины плавно возрастает с увеличением ширины. Объяснение этому состоит в следующем. Линейное натяжение понижает предел прочности, но само зависит от угла раствора трещины. Расширение устья трещины уменьшает степень перекрытия поверхностных слоев стенок трещины и снижает линейное натяжение. Тем самым ослабляется и понижающее действие линейного натяжения, и порог прочности возрастает.

Аналогично анализируется более общий случай криволинейной трещины, берущий начало от работы Сэка [8], впервые обобщившего теорию Гриффитса на трехмерный случай. Обозначив предел прочности по Сэку как P_t^S , полученный результат можно представить в виде

$$P_t/P_t^S = (1 - 2\delta/h)^{1/2},$$

откуда видно, что и в этом случае линейное натяжение снижает предел прочности. При этом поправка на линейное натяжение в трехмерном случае оказывается в два раза больше, чем в двумерном.

Работа выполнена в рамках гранта Президента РФ “Ведущие научные школы Российской Федерации” № НШ-6291.2010.3 и гранта РФФИ № 09-03-00756.

Литература

1. Русанов А.И. // Журн. общ. хим. 2000. Т.70. С. 353.
2. Русанов А.И. Термодинамические основы механохимии. СПб.: Наука, 2006.
3. Rusanov A.I. // Int. J. Fracture. 2010. V. 161. P. 53.
4. Griffith A.A. // Phil. Trans. 1921. V. A221. P. 163.
5. Русанов А.И. // Коллоид. журн. 2008. Т. 70. С. 93.
6. Русанов А.И. // Коллоид. журн. 2009. Т. 71. С. 535.
7. Русанов А.И. // Коллоид. журн. 2008. Т. 70. С. 101.
8. Sack R.A. // Proc. Phys. Soc. 1946. V. 58. P. 729.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ, ПРОБЛЕМЫ И ПЕРСПЕКТИВЫ РАЗВИТИЯ ОТЕЧЕСТВЕННОЙ НАНОИНДУСТРИИ

Шмаков А.А., Анашина О.Д., Савченко А.Г.

Россия, Министерство образования и науки Российской Федерации (shmakov@mon.gov.ru)

The basic results, problems and perspectives of the development of Russian nanoindustry. Shmakov A.A., Anashina O.D., Savchenko A.G. Some analytical data are presented concerning the basic results obtained within the framework of Program on the development of nanoindustry in the Russian Federation up to 2015 year.

За прошедшие несколько лет руководством Российской Федерации принят ряд системных решений и базовых документов по развитию отечественной nanoиндустрии. Ключевым документом в этой области является президентская инициатива «Стратегия развития nanoиндустрии» (утверждена 24 апреля 2007 г. № Пр-688), согласно которой на основе нанотехнологий в России должен быть сформирован принципиально новый базис экономики.

Для реализации президентской инициативы в июне 2007 года был создан Правительственный совет по нанотехнологиям (постановление Правительства Российской Федерации от 9 июня 2007 г. № 364), преобразованный затем в Правительственную комиссию по высоким технологиям и инновациям (постановление Правительства Российской Федерации от 22 мая 2008 г. № 379). Для оперативного рассмотрения конкретных вопросов по наиболее важным направлениям развития нанотехнологий при Правительственной комиссии по высоким технологиям и инновациям созданы 4 рабочие группы.

В целях содействия реализации государственной политики в сфере нанотехнологий в соответствии с Федеральным законом от 19 июля 2007 г. № 139-ФЗ была организована государственная корпорация «Российская корпорация нанотехнологий» (ГК «Роснано»), которая во исполнение Федерального закона от 27 июля 2010 г. № 211-ФЗ преобразована в марте 2011 года в ОАО «РОСНАНО».

В мае 2008 года по поручению Правительства Российской Федерации принята к исполнению координационная Программа развития nanoиндустрии в Российской Федерации до 2015 года (далее – Программа), которая обозначила инструменты и конкретные шаги по реализации президентской инициативы «Стратегия развития nanoиндустрии», а также индикаторы, позволяющие контролировать выполнение поставленных задач. Основными участниками Программы являются федеральные органы исполнительной власти, государственные академии наук (РАН, РАНХ, РАСХН), Государственная корпорация по атомной энергии «Росатом», НИЦ «Курчатовский институт» и ОАО «РОСНАНО». Координатором Программы в целом определено Минобрнауки России, научным координатором – НИЦ «Курчатовский институт».

Программа устанавливает следующие приоритетные виды деятельности в сфере нанотехнологий: фундаментальные исследования nanoобъектов и наносистем; разработка нанотехнологий и наносистем (включая наноматериалы и nanoустройства) для нужд медицины, экологии, энергетики и машиностроения; производство нанотехнологической продукции; метрология и стандартизация; обеспечение nanoиндустрии кадрами и оборудованием.

Финансирование мероприятий Программы предусмотрено по следующим трем направлениям: «научные исследования и разработки», «создание инфраструктуры nanoиндустрии» и «инновационные проекты развития nanoиндустрии». Основными инструментами финансирования Программы являются: по направлению «научные исследования и разработки» – федеральная целевая программа «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2007-2013 годы» (запланированный объем финансирования составляет порядка 68 млрд. рублей), по направлению «создание инфраструктуры nanoиндустрии» – федеральная целевая программа «Развитие инфраструктуры nanoиндустрии в Российской Федерации на 2008-2011 годы» (объем финансирования – порядка 31 млрд. рублей), по направлению «инновационные проекты развития nanoиндустрии» – средства ОАО «РОСНАНО» (запланированный объем инвестиционных вложений составляет порядка 217,5 млрд. рублей).

Общий объем финансирования работ по реализации Программы (с учетом задействованных федеральных, ведомственных и иных целевых программ, а также средств, выделяемых специализированными фондами) должен составить не менее 318 млрд. рублей. При этом предполагается поддержка всего инновационного цикла (от фундаментальных исследований до непосредственного производства нанотехнологической продукции).

Основные ожидаемые результаты реализации Программы к 2015 году: ежегодный объем продаж российской продукции наноиндустрии должен составить не менее 900 млрд. рублей; доля российской продукции в общем объеме продукции наноиндустрии, реализованной на мировом рынке, должна быть не менее 3%. Важно отметить, что речь идет, в первую очередь, о продукции массового потребления, ориентированной на население.

Одной из главных задач президентской инициативы «Стратегия развития наноиндустрии» и Программы является создание национальной нанотехнологической сети (далее – ННС) как совокупности организаций различных форм собственности, обеспечивающих и осуществляющих скоординированную деятельность по разработке и коммерциализации нанотехнологий, разработке и выпуску продукции наноиндустрии, ее метрологическому обеспечению, стандартизации, оценке и подтверждению соответствия, обеспечению безопасности создания и применения, подготовке, переподготовке и повышению квалификации кадров для наноиндустрии, а также по финансированию проектов развития наноиндустрии

Главная цель создания ННС – формирование в сфере нанотехнологий конкурентоспособного сектора исследований и разработок, эффективной системы коммерциализации объектов интеллектуальной собственности, а также обеспечение условий для масштабного наращивания объема производства продукции наноиндустрии и выхода российских организаций на мировой рынок высоких технологий.

Основные составляющие и принципы функционирования ННС утверждены постановлением Правительства Российской Федерации от 23 апреля 2010 г. № 282 «О национальной нанотехнологической сети». Полномочия осуществлять формирование ННС возложены на Минобрнауки России (постановление Правительства Российской Федерации от 15 мая 2010 г. № 337).

В июне 2011 года вступил в силу приказ Минобрнауки России от 7 февраля 2011 г. № 173 (зарегистрирован Минюстом России 12 мая 2011 г., регистрационный № 20734), которым утверждены требования к участникам ННС, критерии соответствия организаций требованиям к участникам ННС, порядок вхождения организаций в состав ННС и выхода из состава ННС, а также порядок взаимодействия организаций в составе ННС.

Фактически, работы по формированию ННС в России были начаты еще в 2007 году, когда в рамках непрограммной части федеральной адресной инвестиционной программы на базе российских вузов были созданы первые 9 научно-образовательных центров по направлению «нанотехнологии». С 2008 года основным инструментом формирования ННС является федеральная целевая программа «Развитие инфраструктуры наноиндустрии в Российской Федерации на 2008-2011 годы». В настоящее время в состав ННС входят 10 научно-исследовательских и 40 образовательных организаций. При этом более 50% организаций в составе ННС осуществляют деятельность по «материаловедческим» направлениям: «функциональные наноматериалы и высокочистые вещества», «функциональные наноматериалы для энергетики», «функциональные наноматериалы для космической техники», «конструкционные наноматериалы», «композитные наноматериалы».

Результаты мониторинга, проведенного Минобрнауки России в январе-марте 2011 года, показали, в частности, что в 2010 году:

1) общая стоимость оборудования, находящегося на балансе организаций - участников ННС, предназначенного для выполнения работ в сфере нанотехнологий, составила более 19,3 млрд. рублей;

2) численность исследователей в сфере нанотехнологий в организациях - участниках ННС составила 7547 человек, из которых: исследователей до 39 лет – 2976 человек (или 39.5%), докторов наук – 918 человек (или 12%), кандидатов наук – 2194 человек (или 29%);

3) сотрудниками организаций - участников ННС получено 258 патентов на изобретения в сфере нанотехнологий и опубликованы 3592 работы по проблематике наноиндустрии;

4) объем продаж продукции наноиндустрии, произведенной организациями - участниками ННС, составил более 1,4 млрд. рублей;

5) в организациях - участниках ННС было создано 1531 новое рабочее место в сфере нанотехнологий.

В настоящем докладе, подготовленном сотрудниками Департамента приоритетных направлений науки и технологий Минобрнауки России, представлена аналитическая информация об основных результатах реализации Программы в 2008-2011 годах, а также о текущем состоянии, проблемах и ближайших перспективах развития ННС.

BULK ULTRAFINE GRAINED MATERIALS PRODUCED BY SEVERE PLASTIC DEFORMATION: SOME PROSPECTIVE DEVELOPMENTS

Estrin Y.

Centre for Advanced Hybrid Materials, Department of Materials Engineering, Monash University, Clayton, 3800 Victoria, Australia

This talk presents a summary of work on ultrafine grained (UFG) materials produced by severe plastic deformation that has been conducted recently. Some new developments that promise potential applications in industry-scale processes will be highlighted. New techniques for grain refinement in near-surface areas of a work-piece will also be given. An emphasis will be on remarkable properties of UFG materials going beyond their excellent mechanical performance. In particular, the talk will touch upon enhanced diffusion in several metals, accelerated kinetics of nitriding of steel, and enhanced hydrogenation of magnesium alloys. It will finally highlight the improved biocompatibility of titanium processed by severe plastic deformation, which is important for bioimplant applications. The focus of current research in this area is on enhancing the strength of commercial purity grades of Ti in order to avoid potential bio-toxicity of alloying elements. Recent results on enhanced attachment and growth of living cells to the surface of Ti will be discussed, including those of *in vitro* and *in vivo* studies of bone cell growth on UFG Ti implants. Possible applications of UFG materials will be outlined.

***СЕКЦИЯ 1 - ОБЩИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ
ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМАЦИИ И
РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ НА НАНО-,
МИКРО-, И МАКРОУРОВНЯХ.
СТАДИЙНОСТЬ ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМАЦИИ
И РАЗРУШЕНИЯ В РАЗНЫХ УСЛОВИЯХ
НАГРУЖЕНИЯ***

КИНЕТИКА НАКОПЛЕНИЯ МИКРОПОВРЕЖДЕНИЙ В НАГРУЖЕННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ

Баранов В.П., Сергеев Н.Н., Пузикова М.В., Крыкин Н.С.

Россия, Тульский государственный университет, Baranov_1955@mail.ru

The defect density evolution at a microscopic level of stressed solids destruction process has been investigated on the basis of kinetic and thermodynamic model. The transcendental equation describing the defect density evolution in the course of material deformation has been received. The critical density of submicrocracks which achievement leads to self-organized reconstruction of material to the new energy dissipation mechanism by means of submicrocracks accumulation and mesolevel defect formation has been defined.

Согласно современным представлениям твердые материалы, находящиеся под нагрузкой, превышающей предел упругости, представляют собой многоуровневую иерархическую систему дефектов структуры, эволюция которой направлена на минимизацию внешнего воздействия на всех масштабных уровнях. При переходе с одного масштабного уровня на другой дефектная структура проходит через состояния самоорганизованной критичности, которые характеризуются пространственно-временной масштабной инвариантностью на всех иерархических уровнях. Методологическую основу изучения процессов деструкции в нагружаемом твердом теле на микро- и мезоуровнях составляют физическая мезомеханика, а также неравновесная и кинетическая термодинамика.

Описание кинетики накопления микроповреждений проводилось на основе кинетического уравнения для удельной (отнесенной к единице объема) функции Гиббса

$$\Delta G(t) = \Delta H(t) - T \cdot \Delta S(t), \quad (1)$$

где $\Delta H(t)$ и $\Delta S(t)$ – соответственно изменение удельных энтальпии и энтропии, T – абсолютная температура.

В уравнении (1) величина ΔG определяет ту часть внутренней энергии, которую система отдает при переходе из одного состояния в другое, а $T \cdot \Delta S$ – часть внутренней энергии, которая остается в системе (связанная энергия). Энтальпийный фактор ΔH характеризует увеличение внутренней энергии в процессе нагружения материала, а энтропийный фактор ΔS отражает стремление системы к беспорядку, который по мере накопления повреждений также возрастает.

В процессе нагружения в твердых телах возникают локальные нарушения трансляционной инвариантности кристаллической структуры, которые проявляются в виде дефектов различного типа: вакансий и межузельных атомов, атом-вакансионных нанокластеров различных конфигураций, дислокаций, дисклинаций, двойников, мезо- и макрополос локализованной деформации, трещин и др. На ранних стадиях деформации, соответствующих процессам деструкции материала на микроуровне, максимальную концентрацию имеют несплошности субмикроскопического размера. Установлено в целом ряде работ, что в различных металлических материалах (сталях, титановых сплавах, чистых поликристаллических металлах – алюминии, никеле, серебре и др.) наибольшую плотность имеют повреждения в виде субмикротрещин, размер которых значительно меньше размера зерна ($\sim 0,1$ мкм).

В данной работе получена реономная зависимость изменения удельной энергии Гиббса от плотности субмикротрещин в виде

$$\Delta G(t) = \rho_{sub}(t) \cdot u_{sub} - k \cdot T \cdot \rho_{sub}(t) \cdot \{1 - \ln[\rho_{sub}(t) / n_a]\}, \quad (2)$$

где $\rho_{sub}(t)$, u_{sub} – плотность и энергия образования субмикротрещин, k – постоянная Больцмана, n_a – число атомов в области усреднения.

Установлено трансцендентное уравнение эволюции плотности субмикротрещин из условия, что изменение во времени свободной энергии нагруженного материала происходит вследствие затраченной на образование дефектов текущей работы пластической деформации:

$$\rho_{sub}(t) \cdot \left(\frac{u_{sub}}{k \cdot T} - 1 + \ln \frac{\rho_{sub}(t)}{n_a} \right) = \frac{\Delta \sigma_r^2(t)}{\gamma_p \cdot k \cdot T \cdot E}. \quad (3)$$

Здесь $\Delta\sigma_r(t)$ – текущая релаксация напряжений, γ_p – относительная податливость образца, E – модуль упругости.

Показано, что для данного материала производная функции Гиббса по квадрату релаксации напряжений есть величина постоянная, пропорциональная модулю упругости:

$$\frac{d\Delta G}{d\Delta\sigma_r^2} = \gamma_p \cdot E. \quad (4)$$

При достижении критического значения ρ_{sub}^* плотности субмикротрещин дефектная структура материала в локальных областях переходит в неравновесное состояние, а процесс разрушения – к промежуточной между микро- и мезоуровнями стадии предельной поврежденности. На этой стадии происходит самоорганизованная перестройка материала на новый механизм диссипации энергии путем слияния субмикротрещин, вследствие чего возникает геометрический фазовый переход к образованию дефектов мезоуровня – микротрещин. Для плотности субмикротрещин в критической точке t^* установлена трансцендентная зависимость аррениусовского типа

$$\rho_{sub}^* = n_a \cdot \exp \left[- \left(\beta_1 - \frac{\beta_2}{\rho_{sub}^*} - 1 \right) \right], \quad (5)$$

где $\rho_{sub}^* = \rho_{sub}(t^*)$, $\beta_1 = \frac{u_{sub}}{k \cdot T}$, $\beta_2 = \frac{[\sigma_0 \cdot (1 - \sigma^* / \sigma_0)]^2}{\gamma_n \cdot k \cdot T \cdot E}$.

Проведен численный эксперимент для среднелегированной конструкционной стали 30ХГСА с механическими свойствами: $E = 2,1 \cdot 10^5$ МПа, $G = 0,79 \cdot 10^5$ МПа, $\sigma_e = 1450$ МПа, $\sigma_{0,2} = 1270$ МПа, $\delta_{5d} = 7$ %, $\psi = 19$ %.

Энергия u_{sub} , равная силе взаимодействия между ведущими дислокациями скопления, умноженной на расстояние между ними, определялась по формуле

$$u_{sub} = D \cdot b^2 \cdot L \cdot [1 - (h/L)^2], \quad (6)$$

где $D = G / [2 \cdot \pi \cdot (1 - \nu)]$, G – модуль сдвига; ν – коэффициент Пуассона; L , h – расстояние между лидирующими дислокациями и протяженность их ядер. При $\nu = 0,28$, $b = 2,88 \cdot 10^{-8}$ см, $L = 5 \cdot b$, $h = 1,2 \cdot b$ требуемая для образования одной субмикротрещины энергия составит $u_{sub} \approx 1,93 \cdot 10^{-18}$ Дж.

Определена итерационным методом из трансцендентного уравнения (5) критическая плотность субмикротрещин, достижение которой приводит к самоорганизованной перестройке материала на новый механизм диссипации энергии путем слияния субмикротрещин и образования дефектов мезоуровня. Принимая $k = 1,38 \cdot 10^{-23}$ Дж/° К, $T = 293$ ° К, $\sigma^* = 883$ МПа, $n = 4,2 \cdot 10^{-3}$ см⁻³, получим $\rho_{sub}^* = 9,3 \cdot 10^{13}$ см⁻³. При такой плотности дефектов критическое изменение удельной энтальпии (критическое изменение удельной энергии микроструктуры) будет равно $\Delta H^* = \Delta H(t^*) = \rho_{sub}^* \cdot u_{sub} = 0,18 \cdot 10^{-3}$ Дж/см³. Удельные изменения энтропии и свободной энергии Гиббса в критической точке составят: $\Delta S^* = \Delta S(t^*) = 0,27 \cdot 10^{-7}$ Дж/(° К см³), $\Delta G^* = \Delta G(t^*) = 0,172 \cdot 10^{-3}$ Дж/см³. Отсюда следует, что основной вклад в изменение свободной энергии Гиббса в критической точке вносит энтальпийный фактор.

Дальнейшее описание стадии предельной поврежденности материала на микроуровне и моделирование процесса зарождения микротрещин может быть рассмотрено в рамках теории перколяции и фрактального анализа.

АДГЕЗИОННЫЕ И ДЕФОРМАЦИОННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ НАНОКОМПЗИТНЫХ ПОКРЫТИЙ Al_2O_3 И ZrO_2

Береснев В.М.¹, Турбин П.В.², Ковалева М.Г.³, Колесников Д.А.³, Маликов Л.В.², Фурсова Е.В.², Грудницкий В.В.¹

¹Харьковский национальный университет имени В.Н. Каразина, Харьков, Украина

²Научный физико-технологический центр МОН и НАН Украины, Харьков, Украина, quopt@ukr.net

³Белгородский государственный университет, Центр коллективного пользования научным оборудованием «Диагностика структуры и свойств наноматериалов», Белгород, Россия

ADHESION AND DEFORMATION CHARACTERISTICS OF Al_2O_3 AND ZrO_2 NANOCOMPOSITE COATINGS

Beresnev V.M.¹, Turbin P.V.², Kovaleva M.G.³, Kolesnikov D.A.³, Malikov L.V.², Fursova E.V.², Grudnitskiy V.V.¹

Adhesion tests of Al_2O_3 and ZrO_2 nanocomposite coatings, deposited by ion-plasma methods on metal substrates have been carried out. The threshold values of the critical load, which make conditions for different types of adhesive and cohesive destruction of these coatings, have been determined.

Наноккомпозитные покрытия, сформированные на основе различных тугоплавких соединений металлов переходной группы, благодаря своим уникальным физико-механическим свойствам, представляют особый интерес, как с научной, так и с практической точки зрения. Данные покрытия применяются в основном в авиационной, космической отраслях промышленности, в интегральной и функциональной микро- и нанoeлектронике, компьютерной технике, в медицине, фармакологии, сельском хозяйстве и т.п.

Однако, несмотря на особую популярность наноккомпозитных покрытий, их физико-механические и трибологические свойства еще плохо изучены. Данная работа посвящена изучению адгезионных и деформационных характеристик наноккомпозитных покрытий Al_2O_3 и ZrO_2 , нанесенных ионно-плазменными методами на металлические подложки.

Физико-технологические параметры осаждения этих покрытий приведены в таблице:

Пок- рытия	Очистка (индукцион. разряд)					Осаждение				
	P, Па	P _{м.} , Вт	U, В	I _{ск.} , мА	τ, мин	P _{ад.} , Па	Q (кисл.), см ³ /мин	P _{обш.} , Па	U, В	I, А
Al_2O_3	0,07	500	300	2,5	20	0,066	24	0,07	650	7,7
ZrO_2	0,07	500	300	2,4	20	0,066	43	0,083	520	9,0

Для проведения анализа исследуемых покрытий использовался скретч-тестер РЕВЕТЕСТ (CSM Instruments), схема которого приведена на рис.1(а) [1]. Схема испытания представлена на рис.1(б).

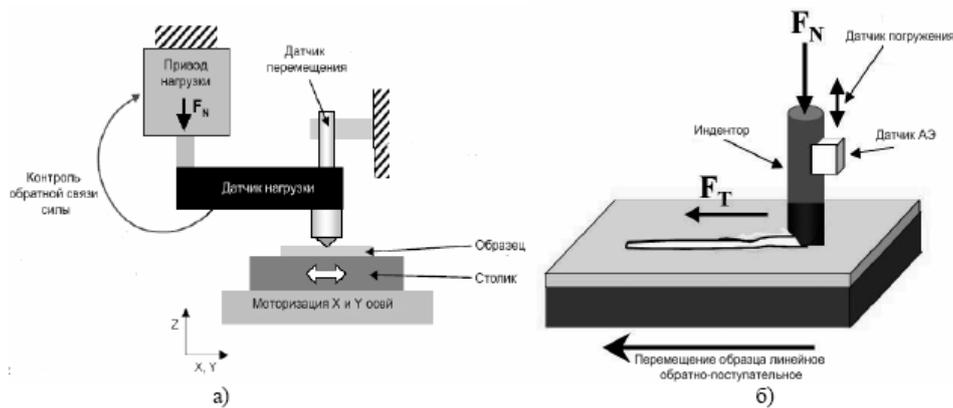


Рис. 1. Скретч-тестер «РЕВЕСТ» и схема испытаний

На поверхность покрытия алмазным сферическим индентором типа «Роквелл С» наносили царапины при непрерывно нарастающей нагрузке. Регистрировались такие физические параметры, как акустическая эмиссия, коэффициент трения, глубина проникновения индентора и величина нормальной нагрузки. Для получения достоверных результатов на поверхность каждого образца с покрытием наносилось по три царапины.

На рис.2 приведены результаты адгезионных испытаний покрытий Al_2O_3 (а) и ZrO_2 (б) (были введены такие обозначения: 1 – кривая коэффициента трения; 2 – кривая величин нормальной загрузки; 3 – кривая значений акустической эмиссии; 4 – глубина проникновения индентора).

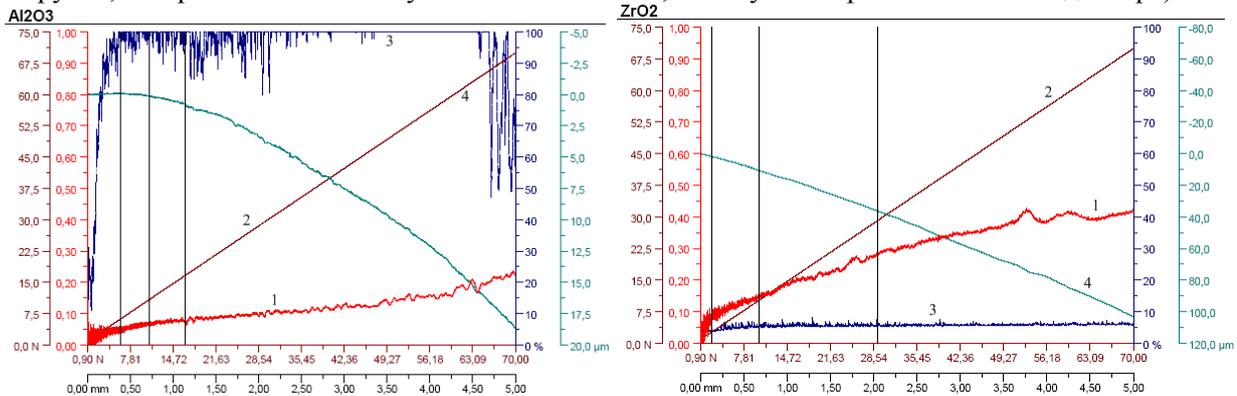


Рис.2. Адгезионные испытания покрытий Al_2O_3 (а) и ZrO_2 (б).

Ниже приведены фотографии царапин (Рис.3), полученных на образцах нанокompозитных покрытий Al_2O_3 (а) и ZrO_2 (б).

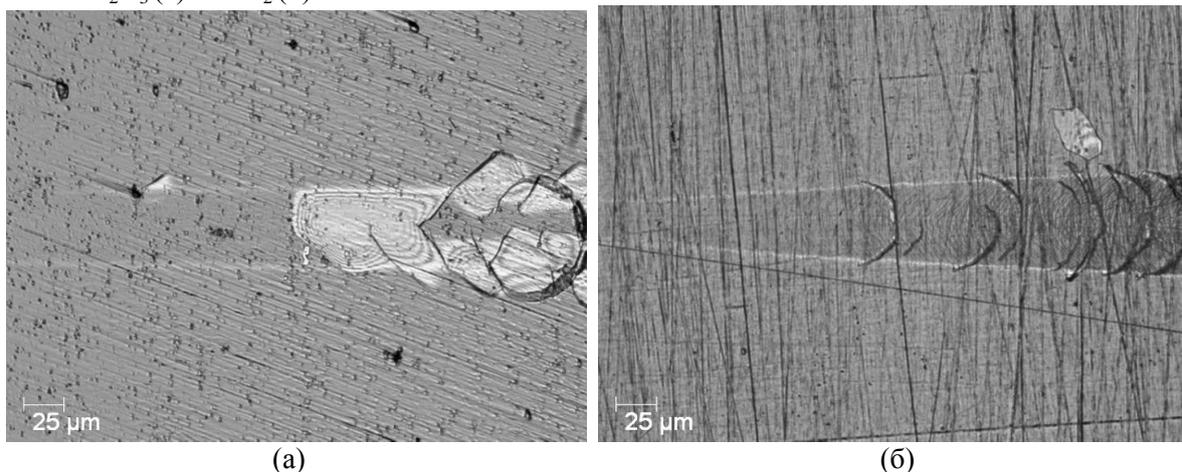


Рис.3. Фотографии царапин при нагрузке на индентор для покрытий Al_2O_3 (а) и ZrO_2 (б).

Видно, что у этих покрытий механизмы разрушения различны. Первые трещины появляются при нагрузках 6,19Н для Al_2O_3 и 2,95Н для ZrO_2 . Образование первых сколов и участков отслаивания

покрытия наблюдалось при нагрузках 10,83Н для Al_2O_3 и 11,46Н для ZrO_2 , а пластическое истирание покрытия до подложки отмечалось при нагрузках 16,65Н для Al_2O_3 и 36,78Н для ZrO_2 . При этом коэффициент трения покрытия Al_2O_3 практически не изменялся и имел значение 0,07, в то время как у покрытия ZrO_2 он резко увеличивается в момент появления первых трещин от 0,07 до 0,26 в момент истирания до подложки.

Таким образом, были изучены механизмы образования трещин, определены пороговые значения критической нагрузки, приводящие к разрушению покрытий.

Полученные результаты свидетельствуют о том, что исследуемые покрытия при царапании истираются, практически не отслаиваясь, то есть разрушаются по когезионному механизму, связанному с пластической деформацией и образованием усталостных трещин в материале покрытий.

Литература

1. Современные методы оценки механических и трибологических свойств функциональных поверхностей: труды Международной научно-технической конференции [”Высокие технологии в промышленности России”], (Москва, 9–11 сентября 2004г) / М.: ОАО ЦНИТИ «Техномаш», 2004. – С.311-318

СВОЙСТВО ЛОКАЛЬНОГО НАПРЯЖЕНИЯ ХРУПКОГО РАЗРУШЕНИЯ В СИЛЬНО НЕОДНОРОДНЫХ СИЛОВЫХ ПОЛЯХ СОЗДАВАЕМЫХ КОНЦЕНТРАТОРАМИ

Грищенко В.Н., Зацарна А.В., Мамедов С.А.

Украина, Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАН Украины, Киев, Walduk@bigmir.net

PROPERTIES OF THE LOCAL FRACTURE STRESS IN HIGHLY NON-UNIFORM FORCE FIELDS INDUCED BY STRESS RAISERS

Grischenko V.N., Zatsarna A.V., Mamedov S.A.

Regularities of change in local characteristics of fracture of steel 15Ch2NMFA under the condition of highly non-uniform force fields induced by stress raisers (circular notches and fatigue crack) are obtained. It is exhibited that local fracture stress under the stress raiser, σ_f , always exceeds minimal level of brittle fracture R_{MC} . Here, the excess value increases with the decrease in stress raiser radius.

В большинстве случаев разрушение металлов в конструкции инициируется в окрестности разного типа концентраторов (надрезы, усталостные трещины, конструкционные вырезы). Для обеспечения надежности конструкции большое практическое значение имеет знание напряженно-деформированного состояния конструкции в окрестности вышеупомянутых концентраторов.

Согласно [1] условием инициирования хрупкого разрушения металла является достижение критической величины σ_f главного растягивающего напряжения $\sigma_{11} \geq \sigma_f$ на некотором характеристическом расстоянии от концентратора. Это характеристическое расстояние можно определить 2 путями: исследованием поверхности излома методами электронной микроскопии или рассчитать теоретически, как расстояние до области, где вероятность разрушения достигает максимальных значений [2].

В связи с этим, в данной работе исследовались закономерности изменения локальных характеристик разрушения стали 15Х2НМФА в условиях сильно неоднородных силовых полей создаваемых концентраторами напряжений в виде кольцевых надрезов и наведенной усталостной трещиной. Проведены сериальные низкотемпературные испытания стандартных цилиндрических образцов и образцов с кольцевыми надрезами радиусом 2 и 0,25 мм. а также образцов с наведенной усталостной трещиной. По результатам испытаний стандартных цилиндрических образцов определены основные механические свойства стали, а также минимальный уровень ее хрупкой прочности R_{MC} . Для образцов с кольцевыми надрезами определялись номинальные (средние) напряжения разрушения. С помощью сканирующего электронного микроскопа JEOL JSM 35CF по описанной в [3] методике исследовалась поверхность излома и измерялось характеристическое

расстояние до очага разрушения. На основе этих данных с помощью программного комплекса Abaqus 6.9 рассчитывались распределение локальных напряжений в момент разрушения и определялась величина напряжения разрушения в очаге.

Установлено, что локальное напряжение разрушения под концентратором σ_f всегда превышает минимальный уровень хрупкой прочности R_{MC} , при этом степень превышения увеличивается с ростом остроты концентратора. Показано что это явление связано с локальным масштабным эффектом при хрупком разрушении стали.

1. Won-Jon Yang, Bong-Sang Lee, Microstructure parameters governing cleavage fracture behaviors in the ductile-brittle transition region in reactor pressure vessel steel. (Material science and Engineering A379 (2004) 17-26)

2. Котречко С.А. Статистический подход к моделированию квазихрупкого разрушения поликристаллических металлов в неоднородных силовых полях. Металлофизика и новейшие технологии 1995, 17, №2, с. 52 - 55

3. Давид Броек, Введение в основы механики разрушения. Москва Высшая школа 1980г. 101-119с

ВЗАИМОСВЯЗЬ СТАТИСТИЧЕСКИХ И ФИЗИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК РАЗРУШЕНИЯ

Демина Ю. А., Ботвина Л. Р.

Россия, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, deminayulia@mail.ru

THE INTERRELATION BETWEEN STATISTICAL AND PHYSICAL CHARACTERISTICS OF FRACTURE

Demina Yu., Botvina L.

The cumulative probabilistic distribution curves of the impact strength ($A_k - P$) of the steel are studied. The interrelation between statistical distribution and physical characteristics is established.

Введение

Для изучения процессов деформирования и разрушения широко используется вероятностный подход, основанный на статистическом анализе экспериментальных данных. Много работ посвящено исследованию особенностей кривых распределения долговечности и прочности [1-3], а также связи определенных параметров разрушения и рассеяния [4]. Более ограниченными в исследованиях остаются вопросы взаимосвязи статистических характеристик и механизмов разрушения [5-6].

Целью исследования является установление взаимосвязи между угловым коэффициентом вероятностных кривых распределения и физическими характеристиками (механизмами разрушения) в условиях ударного нагружения.

Материалы и методы исследования

Для установления взаимосвязи статистических и физических характеристик разрушения проведены ударные испытания образцов из трубной стали 09Г2С в широком интервале температур на копре Amsler RKP 450 [7] и анализ вероятностных кривых распределения ударной вязкости (A_k).

При построении вероятностных кривых ($A_k - P$) были использованы экспоненциальные соотношения (1) и координаты, обратные общепризнанным, т.е. вдоль оси ординат откладывались параметры нагружения (T), а вдоль оси абсцисс – кумулятивная вероятность разрушения (P).

$$N = A \cdot \exp(\gamma \cdot P) \quad (1)$$

Результаты исследования

Кумулятивные вероятностные кривые ($A_k - P$) распределения ударной вязкости (A_k) стали 09Г2С [14] при различных температурах (T) хорошо описываются экспоненциальным

соотношением (1) с коэффициентом корреляции (r) не ниже 0,88 (см. сплошные кривые на рис.1, а). Значения параметров в указанном экспоненциальном распределении приведены в табл. 1.

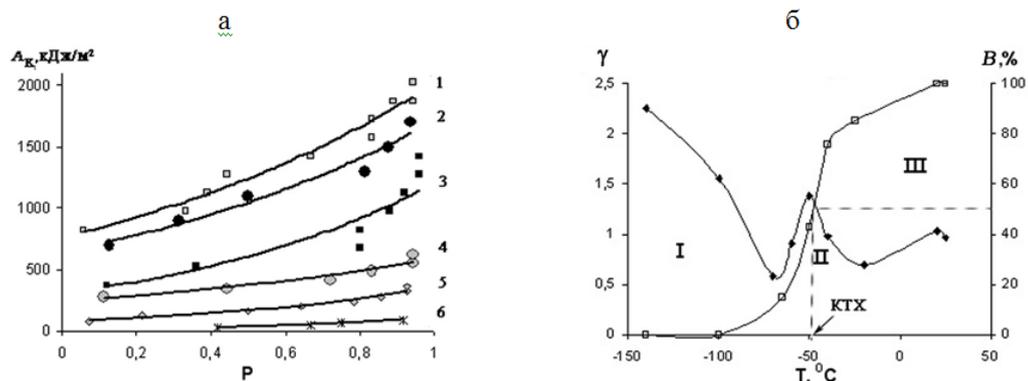


Рис. 1. Кумулятивные вероятностные кривые распределения ударной вязкости (A_k) стали 09Г2С при различных температурах (а), и зависимости показателя экспоненты (γ) и доли вязкой составляющей в изломе (B) от температуры (б)

Показатель γ в этих соотношениях имеет сложную зависимость от температуры T (см. рис. 1, б): наблюдаются как области спада, так и подъема указанной характеристики, которые, как показано ниже, связаны со сменой механизма разрушения в интервале вязко-хрупкого перехода.

Для установления взаимосвязи между количественным изменением статистических характеристик и сменой механизма разрушения на рис. 1, б также представлены зависимость доли вязкой составляющей в изломе (B) от температуры, построенная по данным работы [7], и значение критической температуры хрупкости (КТХ).

Из рис. 1, б следует, что смена характера зависимости (γ) от температуры связана с изменением механизма разрушения в области перехода от хрупкого разрушения к полностью вязкому, сопровождающегося увеличением доли вязкой составляющей в изломе (B). В области КТХ наблюдается “пик” в указанной зависимости. При этом можно выделить 3 области, отражающих смену механизма разрушения: стадия I, хрупкого разрушения, $0 < B < 20\%$; стадия II, переходная, $20 < B < 60\%$; стадия III, вязкого разрушения $B > 60\%$.

Полученные данные хорошо согласуются с ранее проведенными исследованиями [6] и предположением о взаимосвязи механизмов разрушения и резких количественных изменений статистических параметров.

Таблица 1 Коэффициенты корреляции и параметры экспоненциального распределения (1)

Марка стали	Номер кривой	$T, ^\circ\text{C}$	γ	A	r^*
09Г2С	1	25	0,98	766	0,97
	2	-40	0,98	642	0,97
	3	-50	1,38	304	0,88
	4	-60	0,90	238	0,94
	5	-100	1,56	76	0,98
	6	-140	2,26	12	0,98

* r - линейный коэффициент корреляции Пирсона

Предполагается, что установление взаимосвязи углового коэффициента вероятностных распределений с температурой (или с любым другим фактором, определяющим долговечность материала) позволит избежать неверных оценок вероятности разрушения, связанных со сменой механизма процесса.

Заключение

Проведенный анализ характеристик ударного разрушения стали 09Г2С позволил:

- описать вероятностные кривые (A_k - P) простыми экспоненциальными соотношениями;

- установить взаимосвязь статистических (γ) и физических характеристик (В) разрушения в широком диапазоне температур;
- связать количественные изменения параметров γ со сменой механизмов разрушения.

Следует отметить, что предложенный подход является альтернативным ранее развитым подходам и требует дальнейшего изучения вида зависимостей показателей γ в экспоненциальных соотношениях.

Автор выражает благодарность научному руководителю, профессору, доктору технических наук Ботвиной Л.Р. за помощь в проведении исследовательской работы и подготовке данной статьи.

Литература

1. Weibull W.A. // J. Appl. Mech. 1951. N 9. P. 293 - 297.
2. Захарова Т.П. // Проблемы прочности. 1974. №4. С.17-23.
3. Okada K., Nishikawa I., Sakai T. et. al. In Proc.of the Eighth Intern. Conf. on the Mechanic. Behaviour. of Materials (ICM8). 1999. V.1. P. 231 - 236.
4. Сосновский Л.А., Махутов Н.А., Кебиков А.А.//Заводская лаборатория. Диагностика материалов.2007.№11.Т. 73. С. 59-62.
5. Harlow D.G. // In Proc.of Fourth Intern. Conf. on Very High Cycle Fatigue. 2007. P. 361-368.
6. Ботвина Л. Р., Демина Ю.А. // Доклады академии наук. 2010. т. 431.№ 4. С. 475-478.
7. Махутов Н. А., Пермяков В.Н. и др. // Заводская лаборатория. Диагностика материалов.2007. . №2.Том 73.С.54-59.

МНОГОУРОВНЕВОЕ РАЗВИТИЕ УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН КАК НЕЛИНЕЙНОГО ВОЛНОВОГО ПРОЦЕССА ПОВОРОТНОГО ТИПА

Елсукова Т.Ф., Панин В.Е., Попкова Ю.Ф.

Россия,, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

e-mail: elsukova@yandex.ru

MULTILEVEL FATIGUE CRACKING AS A ROTATIONAL NONLINEAR AUTOWAVE PROCESS

Elsukova T.F., Panin V.E, Popkova Yu.F.

The multilevel approach of physical mesomechanics was used to study the mechanism of fatigue cracking in a surface layer of a flat specimen under alternate bending. It is shown that the incompatibility of channeled plastic shear in the surface layer and accommodated elastic deformation in the base material governs the evolution of fatigue cracking as a rotational nonlinear autowave process.

В рамках многоуровневого подхода физической мезомеханики исследован механизм распространения усталостных трещин в поверхностном слое плоского образца при знакопеременном изгибе. Показано, что необходимость совместности поворотных мод пластических сдвигов в поверхностном слое и аккомодационной упругой деформации в подложке определяет развитие усталостной трещины как нелинейного автоволнового процесса поворотного типа.

В качестве материалов исследования использовали тонкие фольги поликристалла алюминия А999, наклеенные на плоские образцы технического алюминия А7 и титана ВТ1-0. Последнее позволяет при внешнем напряжении, близком к пределу текучести фольги, проводить её нагружение заведомо в условиях пластической деформации при упругой деформации подложки. При этом в режиме многоциклового усталости в фольге удастся реализовать сверхвысокие степени интенсивной пластической деформации. Нагружение проводили при комнатной температуре знакопеременным изгибом в режиме многоциклового усталости.

В процессе нагружения двухслойных образцов изучали изменение трёхмерного профиля деформационного рельефа, возникающего на лицевой (свободной) поверхности фольги, которая может пластически деформироваться в перпендикулярном к ней направлении. Обратная поверхность фольги фиксирована клеевым соединением и пластически деформироваться не может, как следствие,

не может развиваться и разрушение закрепленной фольги. Поэтому при очень большой степени деформации фольгу отклеивали и изучали деформационный рельеф и развитие трещин на её обратной поверхности, формирующихся под действием накопившихся в ней сверхвысоких напряжений со стороны жесткой упруго нагруженной подложки.

Как показано в [1,2] на лицевой поверхности фольги при большом числе циклов нагружения (до 10^8) выявлены сильно выраженные:

- рельеф в виде грубой полосовой структуры и длинноволновой модуляции кривизны поверхности;
- эффекты аномального массопереноса (высокая пористость, локальное «холодное растворение» материала фольги, формирование тонкой поверхностной пленки химического соединения Al-S-O-C);
- некристаллографическая самоорганизация полос локализованной деформации в условиях интенсивной пластической деформации.

На обратной поверхности фольг, отклеенных после указанного числа циклов нагружения, микропористость и другие эффекты аномального массопереноса отсутствуют как следствие наличия здесь при нагружении сжимающих напряжений. Формируется, как и на лицевой поверхности, грубая складчатая мезоструктура, но преимущественно в приграничных зонах, где наиболее развит изгиб зерен как целого.

Наиболее же ярким и характерным для обратной поверхности отклеенной фольги являются зигзагообразные одиночные сдвиги недислокационной деформации как эффект распространения мезополос локализованной пластической деформации по сопряженным направлениям максимальных касательных напряжений. Выделить этот механизм пластической деформации поверхностного слоя на обратной стороне отклеенной фольги удалось благодаря тому, что на него не наложились изменения деформационного рельефа, связанные с другими механизмами пластической деформации, как это происходит на лицевой поверхности в процессе нагружения. Этот экспериментальный факт свидетельствует о том, что локализация деформации и её самоорганизация на мезомасштабном уровне контролируются полем максимальных касательных напряжений и вызванных ими поворотными модами деформации.

Необходимость совместности зигзагообразных мезополос локализованной пластической деформации поворотного типа с упруго нагруженной подложкой определяет развитие усталостной трещины, которая распространяется в одной из зигзагообразных мезополос (рис.1,а). Методом полей векторов смещений показано, что механизм возникновения поверхностных усталостных трещин на мезоуровне связан с эффектом поворота пластически деформирующегося поверхностного слоя относительно упруго нагруженной подложки.

Зарождаются трещины в зонах всестороннего растяжения на фоне сложной системы локализованных полос пластической деформации, сильного гофрирования и изгиба обратной поверхности фольги. Эти эффекты реализуются под действием накопившихся здесь при нагружении мощных сжимающих напряжений со стороны жесткой подложки.

В зонах перед вершиной трещины (рис.1,б) стеснённый характер поворотных мод деформации приводит к формированию трансляционно-ротационного мезовихря полос локализованной деформации с фрагментацией материала. Эволюция распространения трещины определяется квазипериодическим чередованием цикла «локализованный мезовихрь – раскрытие трещины», т.е. квазипериодическим формированием и релаксацией мезоконцентраторов напряжения в её вершине. Формирование мезовихря фрагментированного материала в вершине трещины определяется её взаимодействием с упруго нагруженной подложкой. Методом лазерной профилометрии установлено сильное углубление материала в зонах трансляционно-ротационных вихрей (рис.1, б, в), что связано с развитием в этих зонах гидростатического растяжения. Через эту зону «разрыхленного» фрагментированного материала распространяется усталостная трещина как поворотная мода деформации, релаксируя упругое поле в подложке, созданное мезовихрем в фольге.

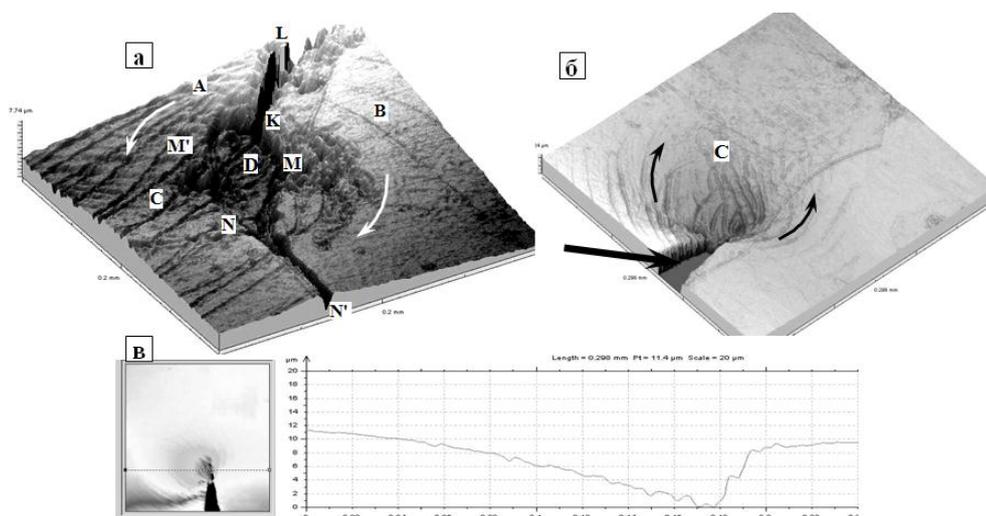


Рис.1. A999/A7, профилометрическая картина локальной зоны объемного растяжения в вершине трещины (а, б) и заглупление поверхности в зоне вершины трещины, профилограмма (б). $N=1,8 \times 10^7$ циклов

Работа выполнена при финансовой поддержке проектов СО РАН (№№ III 20.1.1 и 4), программы СО РАН-НАН Беларуси.

Литература

1. Панин В.Е., Елсукова Т.Ф., Егорушкин В.Е., Ваулина О.Ю., Почивалов Ю.И. Нелинейные волновые эффекты солитонов кривизны в поверхностных слоях поликристаллов высокочистого алюминия при интенсивной пластической деформации. Ч.І. Эксперимент // Физ. мезомех. – 2007. – Т.10. - №6. – С.21-32.
2. Панин В.Е., Елсукова Т.Ф., Ваулина О.Ю., Почивалов Ю.И. Нелинейные волновые эффекты солитонов кривизны в поверхностных слоях поликристаллов высокочистого алюминия при интенсивной пластической деформации. Ч.ІІ. Роль граничных условий, интерфейсов и неравновесности деформированного состояния // Физ. мезомех. – 2008. – Т.11. - №5. – С.17-26.

КИНЕТИКА ДЕФЕКТОВ И ДИНАМИКА УСТАЛОСТНОЙ ТРЕЩИНЫ

Емалетдинов А.К.

Россия, Уфимский государственный авиационный технический университет, emaletd@mail.ru

KINETICS OF DEFECTS AND DYNAMICS OF A FATIGUE CRACK

Emaletdinov A.K.

Kinetics of defects and dynamics of a fatigue crack are discussed. The system of the equations of defect kinetics which describes dynamics of a fatigue crack and evolution of a microstructure of materials is received. The analysis of solutions of system is carried out.

При анализе влияния микроструктуры на движение усталостной трещины можно использовать термодинамический, синергетический и кинетический подходы. При деформации локально выполняются принципы термодинамики. Движение усталостной макротрещины определяется силовыми и энергетическими условиями. Силовые условия обеспечивают превышение эффективных напряжений в вершине двигающейся трещины предела прочности. Из закона сохранения энергии работа внешних сил переходит в следующие виды энергии: внутреннюю, поверхностную раскрываемой трещины, упругую энергию зародившихся дефектов и работу на преодоление внутренних напряжений от имеющихся дефектов или для мощности: $\dot{A}_\sigma = TP_I + \gamma_S \dot{S}_T + \dot{E}_{DEF} + \dot{E}_I$,

P_I - производство энтропии определяется соотношением $P_I = \sum dS_p^{(I)} / dt = T^{-1} \sum \sigma_{jk} \dot{\varepsilon}_{jk}^{P(I)}$, где каждый член описывает микромеханизм деформации (вакансионный, дислокационный, дисклинационный и др.). Кинетика развития микротрещин и их слияния в магистральную усталостную критическую трещину определяют кривую усталости и предел выносливости. Предел выносливости определяется условием равновесия мощности внешней работы и диссипации энергии благодаря тепловыделению и действию диссипативных деформационных процессов. При этом устанавливается стационарная плотность дефектов, определяемая равенством их производства и исчезновения. Пренебрегая тепловыделением и используя приближение интенсивности напряжений, получено уравнение для скорости усталостной трещины, содержащее члены, определяемые плотностью дислокаций, дисклинаций, описывающих границы. Проведен анализ решений уравнения для характерных случаев начальной плотности дислокаций, заданного размера зерен. Полученные оценки позволяют анализировать влияние на скорость роста усталостной трещины предварительной пластической деформации, термообработки. В синергетическом подходе образование диссипативных структур дефектов как механизмов рассеивания энергии происходит при выполнении определенных условий и принципа минимума производства энтропии. Основными параметрами деформируемого твердого тела будут напряжения, температура, плотность дефектов. Каждый механизм необратимой деформации и разрушения обладает своими критическими значениями параметров зарождения: σ_c, T_c, ρ_c . Общее термодинамическое соотношение, позволяющее вычислить кривую усталости, $P_I^T = dS_p^{(T)} / dt = \sigma_{ij}^* \cdot \Delta \dot{\varepsilon}_{ij}^{(T)} / T \leq \sum \sigma_{ij} \varepsilon_{ij}^P / T$, показывает, что разрушение наступает, когда скорость производства энтропии благодаря слиянию микротрещин превысит скорость производства энтропии от других диссипативных деформационных процессов. Показано, что общий синергетический подход должен основываться на системе уравнений кинетики вакансий, дислокаций, микротрещин и др. дефектов. Предельная пластичность δ_c при температуре T_0 находится из уравнения $\sigma_{ij}^* \cdot \Delta \dot{\varepsilon}_{ij}^{(T)}(\delta_c, T_0) = \sum \sigma_{ij} \varepsilon_{ij}^P(\delta_c, T_0)$. Температура вязко-хрупкого перехода T_c будет определяться уравнением $\sigma_{ij}^* \cdot \Delta \dot{\varepsilon}_{ij}^{(T)}(0, T_c) = \sum \sigma_{ij} \varepsilon_{ij}^P(0, T_c)$. Рассмотрена кинетическая модель усталостного разрушения материала. Предложена система, включающая уравнения: теплопроводности с мощностью тепловыделения от потока дислокаций, деформации образца, кинетики для плотности дислокаций и дисклинаций, описывающих границы. Кроме того, вводится кинетическое уравнение для плотности микротрещин, описывающее процессы зарождения микротрещин в приближении времени релаксации через плотности дислокаций и дисклинаций: при достижении критической плотности дислокаций или дисклинаций происходит зарождение микротрещин. Получено решение системы стационарных кинетических уравнений и проведен анализ типа и устойчивости стационарных точек. Показано, что при критических значениях параметров: напряжений, плотности дефектов, температуры возникает неустойчивость решений, которая может рассматриваться как зарождение макротрещины. Предел выносливости будет определяться условием существования стационарного решения для критической плотности микротрещин.

EXPERIMENTAL ANALYSIS OF DUCTILE DAMAGE OF METALS UNDER TENSILE STRESSES

Zapara M.A.^{1,2}, Tutyshkin N.D.², Müller W.H.¹, Wille R.¹

¹Germany, TU Berlin, maksim.zapara@tu-berlin.de; ²Russia, Tula State University, nikolai.tutyshkin@mail.ru

The results of an experimental study of ductile damage and failure of pure copper are presented. Uniaxial tension tests were performed for specimens with different arrangements of pre-drilled micro-holes representing the simulation models of cylindrical voids. This experimental method has already been applied by a number of researchers and proved to be useful for studying the damage evolution in terms of local strains of both representative volume elements (RVE) and meso-elements (i.e., material unit cells with a single void). Two measures are used for the assessment of damage in the deformed material. The first one

relates damage to an increase in the void volume. The second measure accounts for the damage associated with a change in the void shape. In combination with similar data from the literature the obtained results are important for the modeling of metal forming processes with dominating tensile deformation (e.g., deep-drawing, ironing, wire drawing).

In order to study the processes with large finite deformations in combination with damage analysis, i.e., with the analysis of a change in volume and shape of defects at the meso-level, it is reasonable to use a symmetric second order damage rate tensor $\dot{\omega}$ [2]:

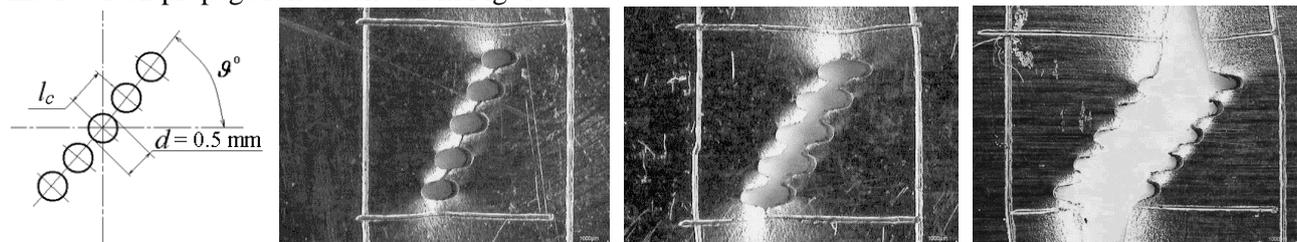
$$\dot{\omega}_{ij} = \frac{\dot{\varepsilon}_{ij}}{\varepsilon_f}, \quad (1)$$

where $\dot{\varepsilon}_{ij}$ denotes the tensorial strain rates; ε_f denotes the critical value of plastic dilatation that corresponds to the moment of the macroscopic failure. A decomposition of the increments of the damage tensor $d\omega$ into a volumetric and a deviatoric part, $d\omega_{ij} = (1/3)\delta_{ij} d\omega_{kk} + d\tilde{\omega}_{ij}$ (where $d\omega_{kk}$ denotes the first invariant of the tensor $d\omega$ and δ_{ij} is the Kronecker delta), is physically meaningful. The volumetric part, $(1/3)\delta_{ij} d\omega_{kk}$, describes the damage increment caused by a change in the volume of the void. The deviatoric increment, $d\tilde{\omega}_{ij}$, accounts for the increase in damage caused by a change in void shape. Such a view on damage kinetics allows us to introduce two damage measures, ω_1 and ω_2 , for damage assessment :

$$d\omega_1 = d\omega_{kk} = \frac{\dot{\varepsilon}_{kk}}{\varepsilon_f} dt, \quad d\omega_2 = \sqrt{3\dot{\omega}_{ij}\dot{\omega}_{ij}} dt = \frac{3}{\sqrt{2}} \frac{\dot{\varepsilon}_{eq}}{\varepsilon_f} dt, \quad (2)$$

where $\dot{\varepsilon}_{kk}$ denotes the volumetric part of the strain rate tensor, $\dot{\varepsilon}_{eq}$ denotes the equivalent von Mises strain rate. The first measure, ω_1 , predicts a risk of the macro-failure due to the growth of the void volume fraction. The second measure, ω_2 , allows us to predict the dangerous stage of the formation of large cavernous defects due to void coalescence by taking a change in their shape into account. The values $\omega_1 = 0$ and $\omega_2 = 0$ correspond to the initial state of the metal after recrystallization annealing. On the other hand, the values $\omega_2 = 1$ and $\omega_1 = 1$ indicate void coalescence (a stage of micro-failure) and macro-failure of the deformed metal, respectively.

In order to substantiate the constitutive relations of the tensorial theory and to define the material functions the damage of pure copper was experimentally studied [3]. In our experiments we studied the evolution of damage depending on the local strains of sheet specimens with artificial voids (viz., pre-machined holes). Controlled visualization of void growth and coalescence in model materials containing holes allowed us to describe damage and failure mechanisms accurately which are difficult to obtain experimentally because of the stochastic nature of void coalescence, the considerable number of voids, and the difficulty of observing voids inside the sample. The zone of artificial defects was represented by an inclined line of cylindrical pre-machined through-holes with different distances between the centers of the holes, l_c , and different angles of inclination, $\vartheta = 50 - 65^\circ$ (according to the experimental hypothesis by Yokobori [1], who revealed that large voids initiate microscopic shear bands at angles between 55-60 degrees to the direction of the principal tensile stress). Specimens of each type were subjected to stepwise uniaxial tension up to fracture. The initial arrangement of holes, the stages of their deformation and the macro-crack propagation are shown in Fig. 1.



local zone with holes.....rupture of ligaments.....coalescence of holes macro-crack propagation

Fig. 1. Main stages of ductile damage evolution

The plane dimensions of the artificial voids were measured by means of a general-purpose optical microscope after each step of deformation while their thickness was measured by using a thickness gauge. Stepwise tension of the specimens coupled with measurements of changing defects allows us to determine the parameters of the evolution of damage during plastic deformation. Fig. 2 (left) shows trajectories of damage in a plane of the normalized parameters ω_1 and ω_2 . Fig. 2 (right) shows the micro-structure of the deformed pure copper in the fracture zone of the specimen. Cavernous defects formed as a result of void coalescence and can be observed as darker local areas (the cavities of highest contrast are indicated by white arrows).

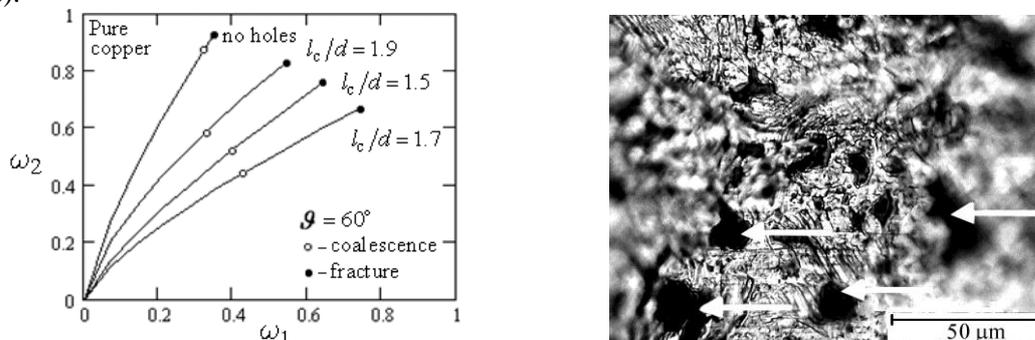


Fig. 2. Ductile damage evolution (left); the micro-structure of deformed copper in the fracture zone (right)

Further different-type experiments are planned with the purpose to validate the constitutive relations of tensorial theory as well as to determine material functions experimentally for several structural materials applied in mechanical engineering. Moreover, the compiled experimental data for material functions along with the known published results will create a database for the modeling of metal forming processes coupled with prediction of a quality of the microstructure as well as for subsequent development of FE-codes.

Acknowledgements The present work was supported by Deutsche Forschungsgemeinschaft (DFG) through the research project MU 1752/25-1.

References

1. Yokobori, T.: An Interdisciplinary Approach to Fracture and Strength of Solids. Gordon & Breach, Pub. New York (1968)
2. Zapara, M.A., Tutyshkin, N.D., Müller, W.H., Weinberg, K., Wille, R.: A physico-mechanical approach to modeling of metal forming processes – Part I: Theoretical framework. Cont. Mech. Therm., 20 (4), (2008), 231-254
3. Zapara, M.A., Tutyshkin, N.D., Müller, W.H., Wille, R.: A study of ductile damage and failure of pure copper – Part I: Constitutive equations and experiments. Technische Mechanik, in press, (2011)

ВЛИЯНИЕ ОРИЕНТАЦИИ ЗЕРНА И ВОДОРОДНОЙ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧНОСТИ НА ПРОЧНОСТЬ ОЦК МЕТАЛЛА

Игнатенко А.В.

Украина, Киев, Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, ign@bigmir.net

INFLUENCE OF GRAIN ORIENTATION AND HYDROGEN-ENHANCED LOCALIZED PLASTICITY ON THE STRENGTH OF BCC METAL

Ignatenko A.V.

A mathematical model of formation and development of submicrocrack by the dislocation mechanism in hydrogenated BCC metal was proposed. The model is based on energy criterion of submicrocrack growth. Analyzing of hydrogen induced elastic energy changes of dislocations and submicrocrack allow to carry out the investigations of influence of hydrogen-enhanced localized plasticity effect to submicrocrack growth. The model also takes into account a complex stress and the orientation of dislocation slip plane with respect

to external stresses. A numerical study of influence of grain orientation on grain strength and effect of grain size on the sensitivity of the metal to hydrogen was carried out.

При сварке высокопрочных низколегированных сталей существует проблема надежности конструкции, связанная с вероятностью возникновения в сварном соединении индуцированных водородом холодных трещин, которые в свою очередь являются проявлением в специфических условиях термомеханического цикла сварки более общего физического явления – водородной хрупкости металла. Экспериментально установленные особенности водородной хрупкости убедительно говорят о том, что в основе явления индуцированных водородом холодных трещин в сварных соединениях лежит механизм взаимодействия водорода с краевыми дислокациями и изменение свойств дислокационных скоплений под действием водорода. Данная теория подтверждается как косвенными экспериментами, устанавливающими связь между скоростью пластической деформации металла и его чувствительностью к водородной хрупкости, так и прямыми наблюдениями в просвечивающий электронный микроскоп влияния водорода на поведение дислокационных скоплений и рост микротрещин.

Атомам водорода энергетически выгодно находиться в той части металла, где действуют растягивающие напряжения. Сосредотачиваясь вокруг краевых дислокаций и в вершине субмикротрещины, водород снижает упругую энергию этих объектов. В результате этого существующая между двумя краевыми дислокациями одного знака сила отталкивания, которая препятствует зарождению субмикротрещины, уменьшается. Данный эффект получил название водородной локализации пластичности. Как следствие этого эффекта хрупкость металла увеличивается.

Предложена математическая модель образования и развития субмикротрещины по дислокационному механизму в наводороженном ОЦК металле. В основу модели положен энергетический критерий роста субмикротрещины. Влияние эффекта водородной локализации пластичности учитывалось через изменение под действием водорода упругой энергии дислокаций и субмикротрещины в процессе роста последней. Модель также учитывает влияние ориентации плоскости скольжения дислокаций относительно внешних напряжений и сложноподвиженное состояние металла. Предложенная ранее математическая модель переноса водорода краевыми дислокациями позволяет учесть влияние температуры металла и скорости движения дислокаций на количество транспортируемого дислокациями водорода. Эта модель позволяет получать характерные для экспериментальных исследований температурно-скоростные зависимости предела прочности наводороженного металла. На основе данных моделей была создана компьютерная программа и проведены численные исследования по влиянию ориентации зерна наводороженного металла на его прочность. Также исследовано влияние размера зерна на чувствительность металла к водороду.

ПРОЧНОСТЬ И МЕХАНИЗМЫ УДАРНОГО РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ С ОЦК, ГЦК И ГПУ СТРУКТУРОЙ В СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СОСТОЯНИИ

Клевцов Г.В.¹, Валиев Р.З.², Клевцова Н.А.¹, Семенова И.П.², Мурашкин М.Ю.², Кашапов М.Р.¹

¹⁾ Россия, Оренбургский государственный университет, *Klevtsov11948@mail.ru*

²⁾ Россия, ИФПМ при Уфимском государственном авиационном техническом университете, *RZValiev@mail.rb.ru*

STRENGTH AND MECHANISMS OF THE IMPACT DESTRUCTION MATERIALS WITH BCC, FCC AND GCP LATTICE STRUCTURE IN SUBMICROCRYSTALLINE CONDITION

Klevtsov G.V., Valiev P.Z., Klevtsova N.A., Semenov V.I., Murashkin M.Y., Kachapov M.R.

Test results on impact strength (KCV) and fracture mechanisms of materials with BCC lattice structure (steel 10), FCC lattice structure (austenitic steel AISI 321, aluminum alloys D16 and AK4) and GCP lattice structure (titan and titanium alloy VT6) are presented. Materials were tested in source condition and after equal canal angular pressing (ECAP) in sub microcrystalline condition in the wide temperature interval. It was shown, ECAP, forming sub microcrystalline structure, increases hardness and strength of materials in 1.5-2.5 times in contrast with source condition, however reduces the plasticity. Herewith the cracking resistance (K_{Ic} , K_c) do not decreases in contrast with source condition. The steel 10 fractures on cleavage mechanism in sub microcrystalline state under low test temperature and with formation padding and steps or small relief areas under room test temperature. Steel fractures on ductile mechanism under high test temperature. Materials having FCC and GCP lattice structure fractures on ductile mechanism with pit micro relief formation.

Исследовали прочность и механизм разрушения материалов с ОЦК, ГЦК и ГПУ структурой в исходном состоянии и после равноканального углового прессования (РКУП) в субмикрокристаллическом состоянии.

В качестве материала с ОЦК структурой использовали углеродистую сталь 10 (0.11% C) со средним размером зерна 45 мкм. В качестве материала с ГЦК структурой использовали аустенитную сталь AISI 321 (0.06% C; 1.2% Mn; 17.5% Cr; 9.4% Ni; 0.48% Ti) со средним размером зерна 60 мкм и алюминиевые сплавы Д16 и АК4. В качестве материалов с ГПУ структурой – титан (Grande 4) и титановый сплав VT6. После РКУП средний размер зерна всех материалов составлял 300 нм. Ударные испытания образцов с V-образным концентратором напряжения проводили в широком интервале температур. Изломы исследовали методами макро- и микрофрактографии. Глубину пластических зон под поверхностью изломов и структурные изменения материала в данных зонах определяли рентгеновским методом.

Проведенные исследования показали, что РКУП, формируя субмикрокристаллическую структуру, в 1,5-2,5 раза повышает твердость и прочностные характеристики материалов по сравнению с исходным состоянием, однако снижает пластические свойства. При этом трещиностойкость стали 10 в субмикрокристаллическом состоянии в условиях плоской деформации (K_{Ic}) и аустенитной стали AISI 321 в условиях плоского напряженного состояния (K_c) не уменьшаются по сравнению с исходным состоянием. В материалах с ОЦК структурой, как показано на примере стали 10, РКУП практически не изменяет порог хладноломкости стали, однако сужает интервал вязко-хрупкого перехода.

Доминирующим механизмом низкотемпературного ударного разрушения образцов из стали 10 в исходном состоянии является микроскол, а после РКУП – квазискол. В интервале вязко-хрупкого перехода данная сталь в исходном состоянии разрушается вязко-хрупко (микроскол и ямочный микрорельеф), а после РКУП – с образованием гребней и ступенек или малорельефных участков. В верхней области вязко-хрупкого перехода сталь 10 в исходном состоянии и после РКУП разрушается вязко с образованием ямочного микрорельефа (рис. 1).

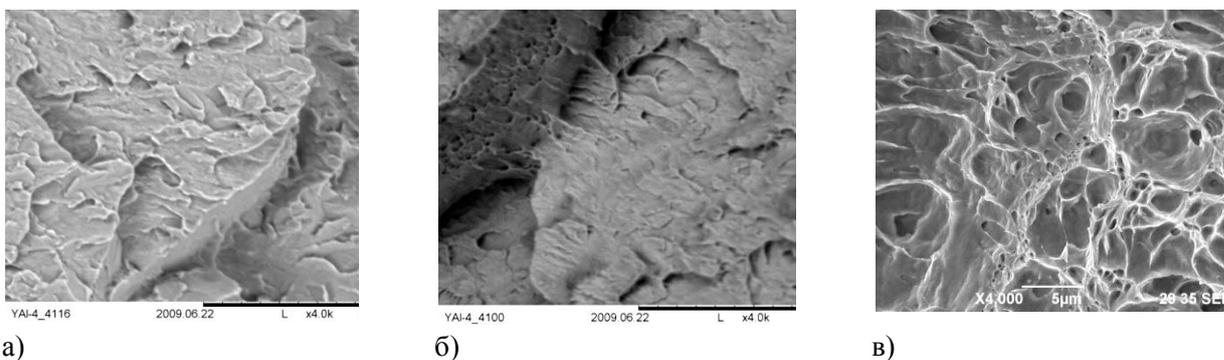


Рисунок 1 - Микрорельеф поверхности ударных изломов стали 10 (РКУП, 4 прохода), испытанной при температурах -196°C (а), 20°C (б), 50°C (в): а, б, в - $\times 4000$

Исследование влияния температуры отжига на твердость стали 10 после 4 проходов РКУП показало, что интенсивное снижение твердости стали начинается от температуры отжига выше 550°C . При температуре отжига 550°C имеет место незначительное снижение твердости стали 10, однако ударная вязкость повышается более чем в 6 раз, превышая ударную вязкость стали в исходном состоянии более чем в 3 раза. Характер разрушения – вязкий. Образцы, испытанные на ударную вязкость (KCV) при комнатной температуре, полностью не разрушились.

Ударное разрушение аустенитной стали AISI 321 в исходном состоянии и после РКУП при комнатной температуре и -196°C произошло вязко с образованием ямочного микрорельефа (рис. 2). В пластических зонах стали рентгеновским методом обнаружены мартенситные $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения. Показано, что РКУП стабилизирует аустенитную структуру по отношению к мартенситному превращению.

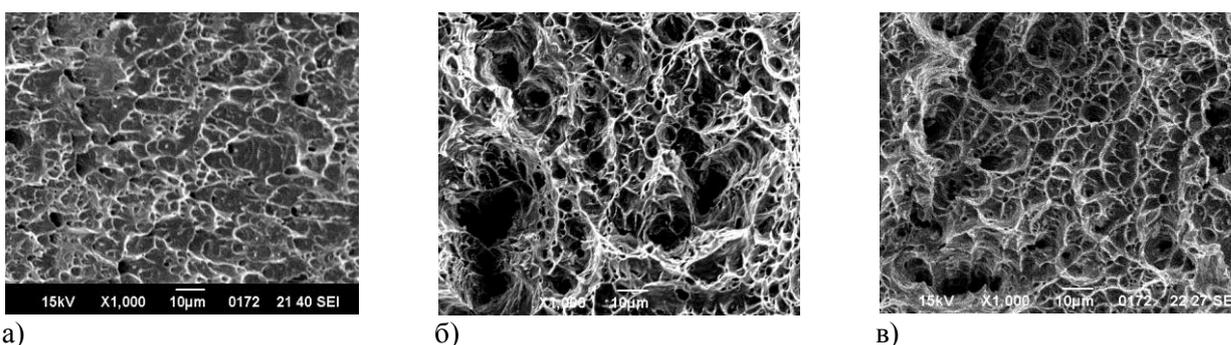


Рисунок 2 – Микрорельеф поверхности ударных изломов стали AISI 321 после РКУП, испытанной при температуре 20°C (а, б) и -196°C (в): а- в очаге разрушения; б, в- в центральной части изломов: а, б, в - $\times 1000$

Ударная вязкость алюминиевых сплавов Д16 и АК4 после РКУП выше, чем после отжига и закалки + старения. При этом данные материалы разрушаются вязко с образованием ямочного микрорельефа.

Твердость и ударная вязкость титана и титанового сплава в значительной степени зависела от последующей обработки (табл.). Разрушение во всех случаях было вязким с образованием ямочного микрорельефа.

Таблица. Твердость и ударная вязкость сплава ВТ6 в различном состоянии.

Состояние	Исходное состояние	РКУП + экструзия	РКУП + экструзия + ИЗШ +отжиг
HRC	33,2	42,0	35,3
KCV, МДж/м ²	0,39	0,15	0,32

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки (проект АВЦП № 1383) и РФФИ (проект № 11-08-00208).

ВОЗМОЖНОСТЬ УЛУЧШЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПУТЕМ ПОВЕРХНОСТНОГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ

Колмаков А.Г.

Россия, ИМЕТ РАН, kolmakov@imet.ac.ru

OPPORTUNITIES FOR IMPROVING MECHANICAL PROPERTIES OF METALLIC MATERIALS BY SURFACE MODIFICATION

Kolmakov A.G.

Russia, IMET RAS, kolmakov@imet.ac.ru

Состояние и поведение приповерхностных слоев во многом определяет механические свойства материала в целом, в том числе проявление ряда важных эффектов (физический предел текучести, физический предел выносливости, эффект Баушингера, эффект Хаазена-Келли) [1-12]. С синергетической точки зрения приповерхностный слой имеет больше возможностей обмениваться энергией, веществом и информацией с окружающей средой и, следовательно, более эффективно диссипировать энергию [3,6-9]. На участке макроупругого деформирования на стадии микротекучести имеет место протекание некоторой пластической деформации преимущественно в приповерхностных слоях материала. После нагружения до определенного напряжения, которое называют истинным пределом упругости σ_e , процессы самоорганизации структур (в том числе точечных дефектов, дислокационной, субзеренной) протекают в тонком приповерхностном слое металлического материала с опережением по сравнению с внутренними объемами. Это различие в темпах самоорганизации структур в приповерхностных слоях и внутренних объемах сохраняется и при дальнейшем деформировании вплоть до начала разрушения [1-9].

В связи с этим, можно предложить рассматривать приповерхностные слои как подсистему, входящую в общую термодинамически открытую систему деформируемого материала, в которой при механическом нагружении протекают процессы самоорганизации диссипативных структур (рис.1). При этом подсистему внутренних объемов материала можно охарактеризовать, как ответственную за внутренние свойства системы, а подсистему приповерхностных слоев - как ответственную за обмен системой энергией, веществом и информацией с окружающей средой и определяющую внешние свойства системы в данной окружающей среде. Соответственно этому появляется возможность посредством изменения свойств подсистемы приповерхностных слоев эффективно управлять свойствами системы в целом.

При модифицировании поверхности изменения свойств всего материала можно добиваться за счет: 1) воздействия на динамику процессов самоорганизации структур в приповерхностных слоях, в частности, путем изменения ее темпов развития, однородности и степени локализации, 2) внесения изменений в процессы обмена деформируемого материала энергией, веществом и информацией с окружающей средой, так как они идут преимущественно через приповерхностный слой.

В основу существующих способов модификации поверхности заложено изменение одной или нескольких основных характеристик поверхностного слоя материала: геометрии, химического и фазового состава и структуры. При этом могут использоваться методы механической обработки, поверхностной термической обработки, химико-термической обработки, поверхностного легирования, нанесения покрытий. На примере ряда металлических материалов (молибден, стали, титанол) показано, что можно выделить две характерные зоны приповерхностного слоя: общая зона с $h/d \approx 0,005 \dots 0,01$ и зона наиболее интенсивного протекания структурных изменений с $h/d \approx 0,001 \dots 0,003$.



рис.1

Поэтому можно рекомендовать оптимальная относительная глубина поверхностной модификации h/d не более 0,01, но не меньше глубины имеющихся на поверхности микродефектов [3-9]. Исходя из этого можно выбирать именно такие способы обработки поверхности, при которых глубина модифицируемого слоя соответствует этому интервалу. Экспериментально было показано, что за счет изменения размеров, формы и взаиморасположения имеющихся на поверхности материала геометрических микродефектов можно или путем формирования поверхностных слоев с иным и химическим составом и структурой можно существенно улучшить комплекс механических характеристик металлических материалов [6-9,13-15]. В частности, в ряде случаев удавалось повысить значения пределов пропорциональности и предел текучести - на 80 %, предела прочности – на 25%, относительного удлинения - на 119 %, относительного сужения – на 85 %, предела усталости – до 50%, усталостной долговечности – на порядок. Кроме того, вылась возможность добиться одновременного улучшения показателей прочности и пластичности, что сложно достигнуть при использовании традиционных объемных методов модифицирования материалов.

1. Алехин В.П., Физика прочности и пластичности поверхностных слоев материалов – М.: Наука, 1983, 280 с.
2. Алехин В.П., Алехин О.В. // Деформация и разрушение материалов, 2005. №9. С. 24-31.
3. Терентьев В.Ф. Усталость металлических материалов - М: Наука, 2003. - 248 с.
4. Терентьев В.Ф. // Металлы, 1996. №6. С. 14-20.
5. Терентьев В.Ф. // Деформация и разрушение материалов, 2005. №1. С.3-10.
6. Колмаков А.Г. Анализ связи структурных изменений и механических свойств металлических материалов при модификации поверхности с использованием мультифрактальных представлений.... Дисс. на соиск. уч. степ. д-ра техн. наук.- Москва: ИМЕТ им.А.А.Байкова РАН, 2005.- 376 с.
7. Колмаков А.Г. // Металлы. 2004. №4. С. 98-107.
8. Vilys J., Čiuplys V., Terentjev V., Kolmakov A. et al., Particularities of Plastic Deformation of Metals Near Surface Layers., Kaunas: Technologija, 2003, 208 p.
9. Колмаков А.Г., Рыбакова Л.М., Терентьев В.Ф. // Физика и химия обработки материалов, 1994, №2, с.76-85.
10. Панин В.Е., Егорушкин В.Е., Панин А.В. // Физическая мезомеханика, 2006. Т.9. №3. С.9-22.
11. Панин В.Е., Фомин В.М., Титов В.М. // Физическая мезомеханика, 2003, т.6, №3, с.5-14.
12. Панин В.Е. // Металловедение и термическая обработка металлов, 2005, №7, с.62-68.
13. Терентьев В.Ф., Мичугина М.С., Колмаков А.Г. // Деформация и разрушение материалов, 2005. №9. С.2-10.
14. Колмаков А.Г., Геров В.В., Баранов Е.Е., Краснобаев Н.Н., Терентьев В.Ф. // Деформация и разрушение материалов, 2005. №10. С.7-12.
15. Колмаков А.Г., Геров В.В., Баранов Е.Е., Краснобаев Н.Н., Терентьев В.Ф. // Деформация и разрушение материалов, 2006. №1. С.21-28.

ЗАРОЖДЕНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ЗОНЕ НАНОИНДЕНТИРОВАНИЯ

Крыжевич Д.С., Зольников К.П., Псахье С.Г.

*Россия, Учреждение Российской академии наук Институт физики прочности и материаловедения
Сибирского отделения РАН, kryzhev@ispms.tsc.ru*

NUCLEATION OF PLASTIC DEFORMATION IN NANOINDENTATION ZONE

Kryzhevich D.S., Zolnikov K.P., Psakhie S.G.

Simulation of contact interaction at the atomic level demonstrated that plastic deformation nucleates and develops through local structural transformations (the generation of protodefects) which give rise to defects of higher. Various approaches to identification and description of the local structural transformations were analyzed.

Пластическая деформация в значительной степени определяет поведение и ресурс работы изделий из металлов и сплавов в полях внешних воздействий, при механическом контакте, в триботехнических узлах машин и механизмов и т.п. При этом механизмы зарождения и развития пластической деформации невозможно понять без детального изучения поведения атомной системы нагружаемого материала. Природа пластичности связана с генерацией и движением дефектов различной размерности в процессе нагружения. И хотя многие свойства и энергетические параметры дефектов структуры исследованы достаточно глубоко, механизм их зарождения недостаточно изучен. Это обусловлено тем, что для детального анализа атомных перестроений при формировании дефектов необходимо высокое временное (10^{-12} с) и пространственное (10^{-10} м) разрешение. Поэтому зарождение и развитие пластической деформации в последние годы активно исследуется на основе молекулярно-динамического моделирования. Наиболее распространенным является моделирование поведения материала в процессе наноиндентирования. Это вызвано тем, что изменение условий индентирования дает возможность направленно влиять на процесс зарождения и развития очага пластической деформации. Большое значение при этом имеет выбор конфигурации моделируемой системы и условий нагружения. Следует отметить, что обычно, моделируются инденторы сферической или пирамидальной формы, которые формируют квазиточечную зону контакта. Процесс зарождения и развития пластической деформации в такой области достаточно сложный и, как следствие, его анализ затруднен. Для упрощения анализа результатов моделирования в настоящей работе нагружение осуществлялось протяженным индентором, имеющим форму полуцилиндра. При таком выборе индентора нагружаемая область является линейно-протяженной вдоль направления $[01\bar{1}]$ от одной грани моделируемого образца до другой.

Моделируемый образец меди имел форму параллелепипеда. Вдоль направлений $[100]$ и $[011]$ использовались свободные граничные условия, а вдоль направления $[011]$ верхняя часть образца моделировалась как свободная поверхность, в то время как в нижней части (три нижних атомных плоскости) атомам запрещено было смещаться вдоль направления $[011]$. Скорость движения индентора задавалась равномерной и в разных численных экспериментах варьировалась в интервале от 5 до 50 м/с. Кинетическая температура образца составляла 300К. Короткие временные интервалы молекулярно-динамического моделирования, высокая скорость вдавливания индентора и комнатная температура образца позволяют предположить, что диффузионные процессы не играют заметной роли в структурных перестройках моделируемого образца.

Как и следовало ожидать, локальные структурные трансформации генерируются в зоне контакта индентора с образцом. Затем они формируют двумерный дефект, в который вовлечены атомы двух соседних плоскостей (121). Данный дефект «прорастает» по направлению к боковой грани кристаллита. Анализ численного эксперимента показал, что он представляет собой дефект упаковки. Отметим, что деформационная картина характеризуется несимметричностью, что в целом обусловлена как несимметричностью расположения наноиндентора относительно атомной структуры кристаллита, так и наличием термических флуктуаций.

Анализ локальной структуры атомной системы моделируемого кристаллита показал, что за исключением области двумерного дефекта она соответствует ГЦК структуре. Таким образом,

первоначально пластический отклик кристаллита при наноиндентировании протяженным полуцилиндром проявляется как зарождение и распространение дефекта упаковки. Причем как его формирование, так и его рост происходят по механизму генерации локальных структурных трансформаций. Последующее развитие пластической деформации осуществляется не только генерацией, но и аннигиляцией сформированных ранее протодефектов.

Следует отметить, что с помощью сформировавшихся дефектов структуры осуществляется перенос массы, что приводит, в частности, к формированию ступенек на боковых гранях кристаллита. Таким образом, как следует из полученных результатов, локальные структурные трансформации (протодефекты) полностью определяют зарождение и развитие пластической деформации, и, следовательно, формоизменение кристаллита.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта РФФИ №11-08-00680-а.

ИССЛЕДОВАНИЯ РАЗРУШЕНИЯ НЕОДНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Максимов А. Б.

*Украина. Керченский государственный морской технологический университет
aleksandrmks@yandex.ru*

RESEARCH OF THE DESTRUCTION OF INHOMOGENEOUS MATERIALS

Maximov A. B.

Considering effects of periodically inhomogeneous material structure on the propagation of cracks under uniaxial tension. It was established that the crack bends around stronger areas. Concluded that perhaps purposefully change the trajectory of the crack.

Распространение трещины при разрушении материалов с однородной структурой достаточно хорошо исследовано и описано в литературе.

В связи с тем, что предлагается толстолистовой прокат из низколегированных сталей, имеющих по площади периодически расположенные участки, отличающихся прочностными характеристиками. Такой материал называется термически армированный лист (ТАЛ). Получение участков по площади листа, отличающихся механическими свойствами, от матрицы производят нагревом до температуры на (30-50)°С выше точки с последующим охлаждением со скоростью, обеспечивающей получение бейнитной структуры. Прочность таких участков на (20-30)% выше, чем у матрицы. Локальные участки могут иметь форму полос заданной ширины с определенным наклоном к длине листа или кругов определенного радиуса.

Данных по исследованию разрушения термически армированного листа в литературе крайне недостаточно.

Целью настоящей работы было обобщение результатов работ, проведенных автором по разрушению неоднородного материала.

В качестве материала исследования использовалась бумага плотностью 160 г/м². Упрочненные участки представили круги диаметром (10-15)мм, покрытые пентафталевым лаком. Участки, покрытые лаком, были прочнее матрицы на (20-30)%. Образцы с рабочей частью 50×80 мм испытывали на растяжение до разрушения. Для инициирования начала разрушения в определенных местах на образце наносили надрез длиной 4-5 мм.

Результаты исследований показали, что образцы из однородного материала при испытании на одноосное растяжение разрушаются путем отрыва перпендикулярно приложенной внешней нагрузки (рис. 1а). при наличии упрочненных участков видно (рис. 1б, в), что трещина обходит их. Траектория движения трещины представляет ломаную линию.

В соответствии со схемой напряженного состояния, в данном случае одноосного растяжения, разрушение должно происходить по линии перпендикулярной оси приложенной нагрузки. С другой стороны разрушение выбирает путь, преодоление которого требует меньшей работы деформации.

Логично предположить, что на границе структур с различными механическими свойствами происходит изменение напряженного состояния. Причем так, что трещина обходит препятствие.

При испытании образцов с упрочненной полосой, наклоненной под углом к длине образца, показало, что при переходе границы раздела также происходит отклонение направления движения трещины от первоначального.

Изменение направления трещины, также можно объяснить с позиций волнового процесса распространения пластической деформации. Известно, что вначале распространяется упругая волна, затем – волны пластической деформации со скоростью 0,6-0,8 от скорости распространения упругой волны. Вслед за волной пластической деформации распространяется трещина со скоростью 0,5-0,3 от скорости упругой волны. Таким образом, направление трещины определяется траекторией распространения упругих и пластических волн. Когда упругая волна подходит к границе раздела двух сред, то происходит ее отражение и преломление. Энергия отраженной волны обычно составляет 5-8% от энергии падающей.

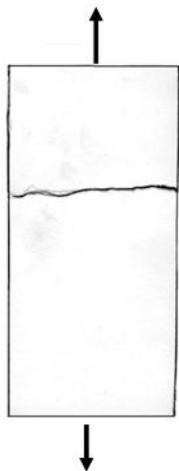


Рис.1. Разрушение исходного образца

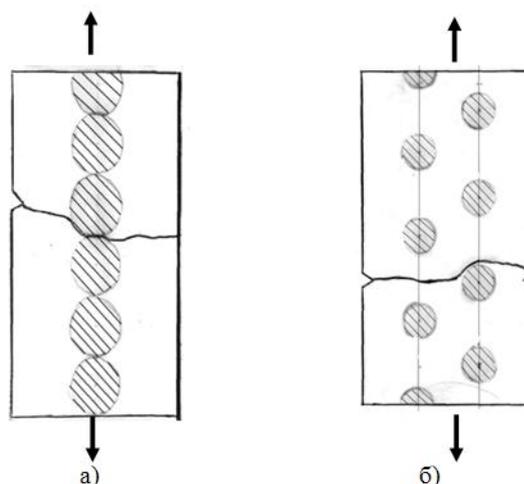


Рис.2 а, б. Разрушение образца с упрочненными участками (заштрихованные области)

Поэтому преломленная волна имеет меньшую энергию, чем падающая. Неоднократное прохождение упругой волны участков неоднородностей в материале приводит к ее затуханию. Вследствие этого уменьшается длина распространения трещины. Отсюда следует, что длина распространения трещины будет уменьшаться. Кроме того, вследствие многократного преломления, направление распространения упругой волны все больше будет отклоняться от первоначального. Это также уменьшает длину разрушенного участка конструкции.

Особый интерес представляет случай, когда на границе раздела двух сред наблюдается полное внутреннее отражение упругих волн. Это происходит при определенном угле падения упругой волны, определяемом соотношением скоростей упругих волн в упрочненных участках и матрице. Полное внутреннее отражение приводит к тому, что, по-видимому, значительная часть упругой энергии не распространяется в направлении движения трещины. Уменьшение упругой энергии способствует торможению движения трещины и тем самым к затуханию процесса разрушения.

Экспериментально показано, что при наклонном расположении упрочненных полос (относительно траектории движения трещины) трещина практически без изменения траектории движения проходит первую упрочненную полосу. Подойдя ко второй, обычно ветвится на две трещины, одна из которых распространяется вдоль наклонной границы раздела двух сред, а вторая проходит через упрочненную полосу, отклоняясь от направления магистральной трещины.

На основании проведенных исследований можно констатировать, что создание определенной конфигурации упрочненных и неупрочненных участков позволяет изменить направление распространения трещины до 90° . Это позволит уменьшить разрушенную часть объекта. Термически армированный лист может быть использован для изготовления труб большого диаметра для магистральных газо- и нефтепроводов.

ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ МАТЕРИАЛОВ КАК ПРОЦЕСС ИХ ХАОТИЗАЦИИ

Мальшев В.П., Турдукожаева А.М.

Казахстан, Химико-металлургический институт, e-mail: eia_hmi@mail.ru

DEFORMATION AND DESTRUCTION OF MATERIALS AS ITS CHAOTIZATION PROCESS

Malyshev V.P., Turdukozhaeva A.M.

In article the equation of stress of brittle destruction by temperature dependence with using Boltzmann's distribution is received. The new model of brittleness on the bases of the chaotical particles concept in view of influence of crystal-mobile particles is devised. A comparative analysis is checked up an on example of sodium chloride with high factors of correlation of experimental and calculations values.

Роль хаотизирующих факторов в любых природных и технологических процессах широко известна, но специально рассматривается как неотъемлемая и непосредственно влияющая составляющая, наряду с детерминирующей, лишь в некоторых работах, в частности в [1, 2]. Более прямо это влияние отображено в предложенной авторами концепции хаотизированных частиц, которые классифицируются на кристаллоподвижные, жидкоподвижные и пароподвижные по преодолению или непреодолению ими барьеров плавления и кипения [3, 4].

Согласно распределению Больцмана эти три класса частиц имеются во всех агрегатных состояниях вещества, но в разных соотношениях, и доминирование тех или других собственно и определяет то или иное агрегатное состояние и соответствующие свойства вещества.

Известно, что пластическая деформация, как правило, предшествует хрупкому разрушению, при этом температурные зависимости пластичности и хрупкости противоположны: первая из них возрастающая, а вторая – убывающая. Но точно так же соотносятся зависимости для жидкоподвижных (liquid-mobile, lqm) и кристаллоподвижных (crystal-mobile, crm) частиц

$$P_{lqm} \cong \exp\left(-\frac{\Delta H_m}{RT}\right), \quad P_{crm} = 1 - \exp\left(-\frac{\Delta H_m}{RT}\right), \quad (1)$$

где ΔH_m – теплота плавления, R – универсальная газовая постоянная, T – текущая температура.

Тем самым кристаллоподвижные частицы оказываются ответственными за хрупкость вещества, что вполне естественно, поскольку именно за счет их, не выходящих из узлов кристаллической решетки, реализуется дальний порядок связи, определяющий компактность и твердость тела.

С учетом концепции хаотизированных частиц и уравнения для P_{crm} авторами была получена зависимость напряжения хрупкого разрушения от температуры:

$$\sigma_s = \sigma_{s,r} \left[\frac{\ln(T_m/T)}{\ln(T_m/T_r)} \right]^a. \quad (2)$$

Для пользования этой формулой необходимо помимо известных реперных точек $\sigma_{s,r}$ и T_r определить значение степени a . Это возможно осуществить путем обращения a в (2) на текущие экспериментальные значения T_i , $\sigma_{s,i}$

$$a_i = \frac{\ln\left(\sigma_{s,i}/\sigma_{s,r}\right)}{\ln\left[\frac{\ln(T_m/T_i)}{\ln(T_m/T_r)}\right]} \quad (3)$$

с последующим усреднением a

$$a = \frac{1}{n-1} \sum_{\substack{i=1 \\ i \neq r}}^{n-1} a_i, \quad (4)$$

где n – число экспериментальных точек.

Исключение $i \neq r$ связано с проявлением неопределенности 0/0 по (3), а также с недопустимостью повторного использования реперной точки. Полученное значение \bar{a} проверяется на однородность для множества a_i , например, по критерию Налимова, и затем вводится в формулу (2) вместе с $\sigma_{s,r}$, T_r и T_m для получения ее расчетного варианта.

С этой целью экспериментальные данные А.Ф. Иоффе для поваренной соли вместе с результатами расчета a_i по (3) и расчетных значений по (5) свели в единую таблицу. По справочнику [5] температура плавления NaCl составляет $T_m = 1074$ К. В качестве реперной точки выбрали значение $\sigma_{s,r} = 800$ г/мм² при $T = 30$ °С (303 К).

Среднее значение a_i по данным таблицы составило $\bar{a} = 1,085$. Однородность множества по критерию Налимова соблюдается только с удалением двух «выскакивающих» точек при температурах 293 и 1073 К: $S(x) = 0,153$; $r_{\min} = 2,12 < r_{cr} = 2,40$.

Расчетная формула в соответствии с (2) выразилась как

$$\sigma_s = 800 \left(0,79 \ln \frac{1074}{T} \right)^{1,085} = 620 \left(\ln \frac{1074}{T} \right)^{1,085} \quad (5)$$

Таблица – Зависимость напряжения хрупкого разрушения поваренной соли при растяжении от температуры по экспериментальным данным А.Ф. Иоффе ($\sigma_{s,э}$) и по предлагаемой модели (5)

T, К	$\sigma_{s,э}$, г/мм ²	$\sigma_s(5)$, г/мм ²	a_i	T, К	$\sigma_{s,э}$, г/мм ²	$\sigma_s(5)$, г/мм ²	a_i
293	900	823	4,500	693	250	253	1,097
303	800	800	–	713	240	235	1,068
373	640	659	1,244	773	200	185	1,029
483	450	486	1,252	798	180	166	1,029
518	410	440	1,213	873	140	112	0,963
543	380	409	1,204	918	110	83	0,951
583	340	363	1,175	973	90	50	0,857
593	300	352	1,297	1023	65	23	0,770
653	280	291	1125	1073	40	0,3	0,415

Коэффициент корреляции расчетных значений с экспериментальными достаточно высокий и составил $R = 0,9898$ при его значимости $t_R = 195 \gg 2$.

Таким образом, на основе концепции хаотизированных частиц получена в первом приближении новая модель температурной зависимости напряжения хрупкого разрушения и создается возможность с удовлетворительной точностью определить изменение этой величины в полном диапазоне твердого состояния по единой модели.

Литература

1. Сороко Э.М. Структурная гармония систем. – Минск: Наука и техника, 1984. – 264 с.
2. Малышев В.П. Вероятностно-детерминированное отображение. – Алматы: Фильм, 1994. – 376 с.
3. Малышев В.П., Нурмагамбетова А.М. Концепция хаотизированных частиц как основа единого отображения твердого, жидкого и газообразного состояний вещества // Вестник КазНУ, сер. хим. – 2004. – № 3(35). – С. 53-67.
4. Malyshev V.P., Nurmagambetova A.M. United interpretation of aggregate substance conditions by degree of its chaotization // Eurasian Physical technical journal. – 2004. – vol. 1. – № 2. – P. 10-14.
5. Волков А.И., Жарский И.М. Большой химический справочник. – Мн.: Современная школа, 2005. – 608 с.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛА В ЛОКАЛЬНЫХ ЗОНАХ КОНЦЕНТРАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ

Матюнин В.М., Дубов А.А., Марченков А.Ю.

МЭИ (ТУ), г. Москва; e-mail: MatiuninVM@mpei.ru

MECHANICAL PROPERTIES OF METAL IN LOCAL ZONES OF STRESS CONCENTRATION

Matiunin V.M., Dubov A.A., Marchenkov A.Yu.

Moscow Power Engineering Institute, Moscow, Russia

The new method of determining mechanical properties in local zones of stress concentration, which appear in constructions because of different operational and technological factors, is developed. The method based on micro indentation with spherical indenter and determining of strengthening parameter of metal. The similarity conditions and regularities for calculation of mechanical properties in local zones of stress concentration using the parameters of indentation are proposed.

Зоны концентрации напряжений (ЗКН) в металле деталей и конструкций возникают под воздействием многочисленных конструктивно-технологических и эксплуатационных факторов. При средних напряжениях в конструкции ниже предела текучести напряжения в ЗКН могут сильно возрастать и в некоторых случаях достигать значений разрушающих напряжений. Это характерно, например, для ЗКН в металле гибов паропроводов, лопаток и роторов турбин при длительном воздействии рабочих нагрузок и повышенных температур.

В большинстве случаев распределение ЗКН носит неравномерный и локальный характер. Если причиной образования ЗКН является скопление дислокаций у таких препятствий, как границы зерен, неметаллические включения, карбидные частицы и др., то протяженность ЗКН невелика и может составлять несколько десятков или сотен микрометров. Обнаружение таких микроскопических ЗКН и контроль их структурно-механического состояния представляет сложную, но выполнимую задачу. Однако, если обнаружение ЗКН возможно физическими методами контроля (например, акустическим или магнитным), то определение механических характеристик металла в этих зонах, имеющих малую протяженность, весьма проблематично.

Из существующих методов контроля механических свойств металла для этих целей наиболее перспективен метод микроиндентирования. Если ограничиться определением значений микротвердости, то по ним можно только качественно судить об изменении механических свойств металла в ЗКН. Это связано с тем, что значения микротвердости превышают значения макротвердости из-за влияния масштабного эффекта. Более полную информацию о состоянии металла можно получить, располагая значениями других прочностных и пластических характеристик. Известные методики определения предела текучести $\sigma_{0,2}$, временного сопротивления σ_B , предельной равномерной ε_r вдавливанием сферического индентора разработаны для макроуровня, на котором деформируемые объемы металла достаточно велики [1-2]. В настоящей работе такая методика разработана и для микроуровня при выполнении условий физического, механического и геометрического подобия для испытаний металла вдавливанием и растяжением. В основе этой методики лежит определение параметра деформационного упрочнения n при вдавливании сферического индентора малого диаметра, который однозначно связан с отношением $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ и ε_r . Вместе с тем было установлено, что параметр n снижается при уменьшении диаметра индентора D при одинаковой степени нагружения (отношения нагрузки вдавливания к D^2). Аналогичное снижение установлено и для ε_r при уменьшении исходного диаметра образца d_0 , испытываемого растяжением. Получены зависимости n от D и ε_r от d_0 , которые позволяют оценить отношение $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ на микро- и макроуровнях деформируемого объёма. Таким образом, предложенная методика позволяет определить деформационное упрочнение металла в ЗКН, отношение $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ и ε_r . По значениям $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ и ε_r можно судить о степени охрупчивания металла в ЗКН. Чем ближе к 1 отношение $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ и чем ниже ε_r , тем больше вероятность зарождения трещин и хрупкого разрушения металла. Сравнение значений $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ и ε_r в ЗКН и вне ЗКН дает представление об уровне опасности концентрации

напряжений. По увеличению $\sigma_{0,2}$ можно судить о деформационном упрочнении металла в ЗКН по сравнению с металлом вне ЗКН. Прирост предела текучести характеризует и уровень остаточных напряжений в металле.

Проведенные испытания металла в ЗКН, обнаруженных на гйбах паропроводов, шпильках и лопатках паровых турбин, показали значительное снижение n , ε_p и повышение $\sigma_{0,2}/\sigma_B$. В некоторых случаях отношение $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ составляло 0,95 - 0,98, а ε_p – 2 – 3 %, что свидетельствовало об исчерпании запаса упрочняемости металла. Металлографическим анализом были обнаружены трещины в таких ЗКН, что подтверждает переход металла в хрупкое состояние. Сходные результаты получены и расчетным путем на основе классических моделей и соотношений Тейлора, Зинера-Стро [3]. Эти соотношения позволяют оценить деформационное дислокационное упрочнение и критическое напряжение, необходимое для образования и распространения трещин. Расчеты показали, что в металле ЗКН локальные напряжения могут достигать значений истинного сопротивления разрыву.

Литература

1. Марковец М.П. Определение механических свойств металлов по твердости. М.: Машиностроение. 1971, 191 с.
2. Матюнин В.М. Оперативная диагностика механических свойств конструкционных материалов. М.: Издательский дом МЭИ. 2006, 214 с.
3. Бернштейн М.Л. Структура деформированных металлов. М.:Металлургия. 1977, 432 с.

ДИСЛОКАЦИОННАЯ МОДЕЛЬ СТАЦИОНАРНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МФЕУКИАЛОВ И ЕЁ IN SITU ТЭМ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ПРОВЕРКА

Мышляев М. М.

Россия, Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН

*Учреждение Российской академии наук Институт физики твёрдого тела РАН
mr-mmm@yandex.ru*

DISLOCATION MODEL OF THE STATIONARY CREEP OF CRYSTALLINE MATERIALS AND ITS IN SITU TEM EXPERIMENTAL VERIFICATION

M.M. Myshlyaev

The model of stationary creep of crystal materials at moderate temperatures and results of its verification by transmission electron microscopy methods are described. Verification has confirmed model.

На основе экспериментальных данных предложена модель. Рассмотрим произвольную не лежащую в плоскости скольжения субграницу – сетку из двух серий близких к винтовым дислокаций, способных скользить в пересекающихся плоскостях скольжения в разные стороны от сетки. Под действием напряжения сегменты прогибаются между узлами, оказывая на них силовое воздействие. Пересечение дислокаций в одном из узлов под этим воздействием и локализованной в нём термофлуктуации приводит к разрыву узла с образованием порогов на дислокациях, к новым конфигурациям сегментов и к росту силы, действующей на соседние узлы. Последнее облегчает пересечение дислокаций в соседних узлах. Процесс развивается катастрофически, субграница разрушается. Дислокации скользят до соседних границ, внося вклад в деформацию. Достигая их, они изменяют их. Разрушение субграницы меняет условия равновесия для примыкающих к ней субграниц. Субзерна растут. Часть субграниц изменяется по структуре и/или конфигурации. Они новые кандидаты для разрушения. Т.о. контролируемый пересечением дислокаций разрыв одного узла вызывает движение многих дислокаций и субграниц в значительном объёме материала, что даёт деформацию.

С целью проверки модели были исследованы:

- анизотропия прочности дислокационных границ субзёрен при ползучести;
- поведение дислокаций и дислокационных границ субзёрен при ползучести непосредственно в высоковольтном электронном микроскопе;
- природа порогов, образующихся на смешанных дислокациях при их пересечении в условиях ползучести при кручении и растяжении кристаллов;
- влияние вида напряженного состояния на природу точечных дефектов, возникающих при стационарной ползучести материалов;
- величина векторов Бюргерса дислокационных петель, возникающих при ползучести материалов;
- природа дислокационных петель и диполей, возникающих при неустановившейся ползучести материалов.

Полученные результаты подтверждают изложенную выше модель стационарной ползучести.

KINETICS OF FORMATION, GROWTH AND HEALING OF INTERFACE CRACKS

Perelmuter M.

Russia, Institute for Problems in Mechanics of RAS, e-mail: perelm@ipmnet.ru

For modeling degradation of polymer composite materials, cracks nucleation and self-healing of cracked structures the concept of the multi-scale crack bridging is used [1]. In the frames of this concept is assumed: a) there are bonds of the different scales between jointed materials (the interface layer); b) any zone of weakened bonds in this layer is considered as a crack with distributed nonlinear spring-like bonds between the crack surfaces (a bridged crack). The bonds properties on the different scales define the stress state at the crack bridged zone and, hence, the fracture toughness of the material. The mathematical background of the problem solution is based on the method of the singular integral-differential equations (SIDE). The bridging stresses are the solution of the system of the SIDE and it can be obtained on an every bridging level. The total bridging stresses are the sum of the contribution of every level of the bridging and it depend on the external loads, bonds properties and the position of bonds on the crack surface [2-3].

The degradation of this interface layer and cracks nucleation are considered on the basis of the Zhurkov's fluctuation model [4] and it is assumed that: 1) a zone of weakened bonds of the length 2ℓ exists on the interface of materials at the initial instant of time; 2) the bonds density at the weakened zone depend on the time and the bonds stresses due to the Zhurkov's fluctuation model; 3) the part of the size $2\ell_f$ near the center of the weakened zone is considered as nucleated defect without bonds if the bonds density in that part became below the critical value N_{cr} after the nucleation time t_f .

According to the fluctuation theory of fracture the lifetime of bonds (τ_B) at the point x of the crack bridged zone under the external loading is the exponential function

$$\tau_B = \tau_0 e^{\frac{U_0 - A(x)}{k_B T}} \quad (1)$$

where τ_0 is the characteristic time (10⁻¹³-10⁻¹² s.), k_B is the Boltzmann constant, T is absolute temperature, U_0 is the energy of the interatomic bond destruction, $A(x)$ is the work of the deformation per one intermolecular bond at the point x of the bridged zone of the crack. The work per one intermolecular bond can be defined as follows

$$dU(x,t) = \int_0^{u(x)} \sigma(u) du dx \quad A(x) = \frac{dU(x,t)}{dN_n} \quad (2)$$

where $dU(x,t)$ is the work of bond deformation (on the unit of the body thickness) over part of the crack bridged zone by size dx , $dN_n = \varepsilon dn$, dn is number of the bonds over size dx , ε is the number of monomeric links between the crack surfaces. Suppose that the bonds are the chains of polymer molecules and the size of one monomer link is a . If the bond elongation under the external loading is much less of the value a then the number of monomer links between the crack surfaces is

$$\varepsilon \approx \frac{(u_y^2(x,t) + u_x(x,t)^2)^{1/2}}{a} \quad (3)$$

Due to the relations (1)-(3) the lifetime of bonds in the crack bridged zone is the function of the bond position. It's assumed that the time decrease of the bonds surface density $n(x,t)$ is governed by the equation

$$n(x,t) = N_0 e^{-\frac{t}{\tau_B(x)}}, \quad (4)$$

where $\tau_B(x)$ is the lifetime of the bond and N_0 is the initial bond density. The decreasing of the bonds surface density over time can be modeled by the changing of the bonds properties in the weakened zone. Let's denote the bond stiffness by k_s . Then the effective stiffness of bonds per unit of an area in the crack bridging zone, k , is determined as follows

$$k(x,t) = k_s n(x,t) = k_0 e^{-\frac{t}{\tau_B(x)}}, \quad (5)$$

where $k_0 = k_s N_0$ is the initial effective stiffness of bonds in the crack bridged zone. Since the effective bonds compliance $c(x,t)$ is the value reciprocal to its stiffness one can write that

$$c(x,t) = c_0 e^{\frac{t}{\tau_B(x)}}. \quad (6)$$

This relation enables us to model the kinetics of the bond rupture (and healing) in the bridged zone of crack by means of the bonds compliance variation over time. The method of the calculation of the time of the defect nucleation and the following crack growth is based on the modeling of the weakened zone as a crack-like zone filled with bonds through the whole length at the initial instant of time. The system of the singular integral-differential equations for the solving of crack bridging problems [1] was extended for the time-steps scheme. On each time step the bond compliances are depended to the density of unbroken bonds as (6) and the SIDE is solved numerically. The supposed initial size of a defect $\alpha = \ell_f / \ell$ is nucleated on the k-th time step if

$$\bar{N}(t_k) \leq N_{cr} \quad (7)$$

where $\bar{N}(t_k)$ is the average density of bonds at the time instant tk on the interval of size $\alpha = \ell_f / \ell$.

If in the polymer composite with the healing microcapsules and/or with shape-memory alloy wires the initial crack reaches sufficient size then the self-healing process is started. On this stage of the problem the growth of crack in polymer composite is analyzed. The regeneration of the crack bridged zone is evaluated with accounting of simultaneous destruction of the bonds according to thermo-fluctuation kinetic. The healing time is dependent on the chemical reaction rate of the healing agent, wires properties, crack size and the external loads. The non-local fracture criterion [5-7] is used to evaluate the fracture toughness and the critical external loading in the frames of the bridged crack model. The decreasing of the stress intensity factors is used as the measure of the healing effect. The model can be use for the evaluation of composite materials durability. The results of computation modeling of cracks nucleation and cracks healing for different types of materials are presented.

References

- [1] M. Perelmuter, Fracture Modeling of Interface Junctions on the Base of Multi-scale Crack Bridging Concept, Proceedings of 12th International Conference on Fracture, July 12 – 17, 2009, Ottawa, Canada, CD publication, pp. 1-9
- [2] R.V.Goldstein, M.N.Perelmuter, Modeling of bonding at the interface crack, Int. J. of Fracture, vol.99, N.1/2, 1999, pp.53-79.
- [3] M. Perelmuter, An interface crack with non-linear bonds in bridged zone, Journal of Applied Mathematics and Mechanics (PMM), 2011, vol. 75, No.1, pp.151-172 (in English).
- [4] S.N. Zhurkov, Kinetic concept of strength of solids, Int. J. Fracture, (1), 1965, p.311-323

[5] M. N. Perelmuter, Fracture criterion for cracks with bridged zone, Proceeding of IUTAM Symposium Asymptotics, Singularities and Homogenisation in Problems of Mechanics held in University of Liverpool, UK, 8-11 July 2002, Springer, 2003, pp. 313-322.

[6] M. Perelmuter, Criterion of bridged cracks growth, Journal of Applied Mechanics and Mathematics (PMM), 2007, vol. 71, N.1, pp.152-171 (in English)

[7] R.V. Goldstein, M.N. Perelmuter, Fracture toughness modeling of composite materials, Computational continuum mechanics, 2009, vol. 2, № 2, pp. 22-39.

НАКОПЛЕНИЕ УСТАЛОСТНЫХ ПОВРЕЖДЕНИЙ В ОБЛАСТИ СВЕРХ ВЫСОКИХ ДОЛГОВЕЧНОСТЕЙ ПРИ НЕРЕГУЛЯРНОМ НАГРУЖЕНИИ

Петрова И.М.

Россия, ИМАШ РАН, impetr@mail.ru

FATIGUE DAMAGE ACCUMULATION IN THE VERY HIGH CYCLE DOMAIN UNDER IRREGULAR LOADING

Petrova I.M.

Testing results under varied types of irregular loading in the very high cycle domain are presented. The comparison of experimental and calculated fatigue curves under irregular loading was carried out.

Исследованию поведения кривых усталости и накоплению усталостных повреждений в области долговечностей, превышающих принятые ранее 10^7 циклов, в последнее время посвящено значительное количество работ. Исследования, проведенные в последнее время [1,2], показали, что кривая усталости в области сверх высоких циклов для различных материалов снижается в разной степени. Как правило, известные результаты исследований в области сверх высоких долговечностей получены в результате испытаний при регулярном нагружении. В то же время для решения практических задач обеспечения безопасной эксплуатации оборудования необходимо располагать данными о накоплении усталостных повреждений при нерегулярном нагружении. В связи с этим были экспериментально исследованы закономерности накопления повреждений при нерегулярном нагружении и базах испытания превышающих $5 \cdot 10^8$ циклов. Усталостные испытания проводились на гладких образцах, изготовленных из стали 45 при программном нагружении, блоки которого определяли ступенчатой аппроксимацией равномерного, нормального и экспоненциального законов распределения амплитуд напряжений. Испытания при равномерном, нормальном распределении испытания проведены при изгибе с вращением с частотой 50 герц, при экспоненциальном распределении проведены при плоском изгибе с частотой 100 герц. Исходная кривая усталости определялась на том же оборудовании с отключенным программным механизмом. При обработке результатов испытаний использовали кривые усталости в форме

$$\sigma_i^m N_i = \sigma_{-1}^m N_G \quad (1)$$

Параметры кривых усталости равны:

-при изгибе с вращением показатель наклона кривой усталости $m=11,3$, при плоском изгибе $m=5,7$; пределы выносливости, соответствующие базе 10^7 циклов и определенные методом лестницы равны при изгибе с вращением $\sigma_{-1}=280\text{МПа}$, при плоском изгибе $\sigma_{-1}=299\text{МПа}$, средние квадратические отклонения пределов выносливости соответственно равны $S_{\sigma-1} = 4,1\text{МПа}$; $S_{\sigma-1} = 14\text{МПа}$.

Программные блоки, соответствующие нормальному и равномерному закону распределения определялась двенадцатиступенчатой аппроксимацией рассматриваемых законов, экспоненциальный закон аппроксимировался пятью ступенями. Форма программных блоков имели вид:

		Экспоненциальное распределение										
$\sigma_{ai} / \sigma_{a \max}$	1											
t_i	$4,7 \cdot 10^{-3}$											
		0,866	0,737	0,608	0,477							
		0,0111	0,0512	0,193	0,74							
		Нормальное распределение										
$\sigma_{ai} / \sigma_{a \max}$	1	0,88	0,82	0,76	0,71	0,66	0,61	0,55	0,50	0,44	0,36	0,30
t_i	$3,7 \cdot 10^{-3}$	0,0163	0,03	0,04	0,06	0,09	0,11	0,15	0,15	0,15	0,1	0,1
		Равномерное распределение										
$\sigma_{ai} / \sigma_{a \max}$	1	0,95	0,9	0,85	0,8	0,75						
t_i	0,0441	0,0869	0,0869	0,0869	0,0869	0,0869						
$\sigma_{ai} / \sigma_{a \max}$	0,7	0,65	0,6	0,55	0,5	0,45						
t_i	0,0869	0,0869	0,0869	0,0869	0,0869	0,0869						

Здесь σ_{ai} – амплитуда напряжений, действующая на i -ступени нагружения, $\sigma_{a \max} = \sigma_{a1}$ – наибольшая амплитуда напряжения в блоке; $t_i = n_i / N_{\text{бл}}$; n_i – число повторения амплитуды σ_{ai} в одном блоке нагружения, $N_{\text{бл}}$ – общее число циклов в блоке нагружения. Испытания проводились при максимальных уровнях напряжений в блоке, заданных отношением $\sigma_{a \max} / \sigma_{-1}$ для экспоненциального спектра 1,3; 1,2; 1,1; 1,05; для спектра соответствующего нормальному распределению 2, 1,5, 1,3, 1,05; для спектра соответствующего равномерному распределению 1,5, 1,3, 1,15, 1,05; 1,02. На каждом уровне было испытано от 5 до 10 образцов. В результате были построены функции распределения долговечностей. Пример функций распределения долговечностей при программном нагружении для нормального и равномерного распределения амплитуд нагружения представлены на рис. 1.

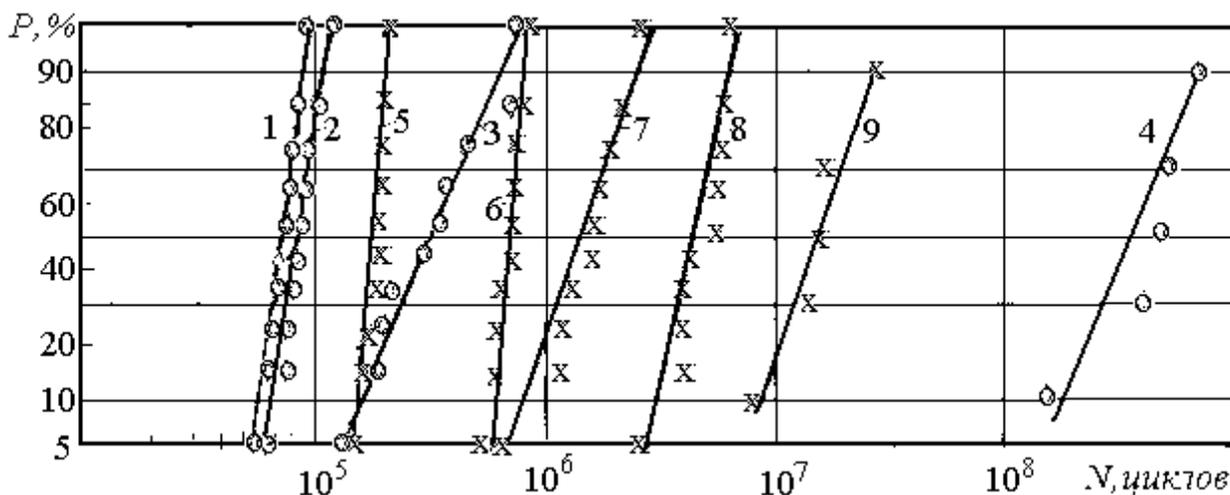


Рис.1 Функции распределения долговечностей при программном нагружении. 1...4 – нормальное, 5...9 – равномерное распределение амплитуд напряжений 1- $\sigma_{ai} / \sigma_{a \max} = 2$; 2- $\sigma_{ai} / \sigma_{a \max} = 1,5$; 3- $\sigma_{ai} / \sigma_{a \max} = 1,3$; 4- $\sigma_{ai} / \sigma_{a \max} = 1,05$; 5- $\sigma_{ai} / \sigma_{a \max} = 1,5$; 6 - $\sigma_{ai} / \sigma_{a \max} = 1,3$; 7- $\sigma_{ai} / \sigma_{a \max} = 1,15$; 8- $\sigma_{ai} / \sigma_{a \max} = 1,05$; 9- $\sigma_{ai} / \sigma_{a \max} = 1,02$;

Так как для деталей машин и элементов конструкций практически проведение испытаний при программном или случайном нагружении трудно осуществимы, особенно в области длительных долговечностей, необходимо располагать гипотезами накопления повреждений позволяющих провести оценку ресурса. Наибольший интерес представляет оценка ресурса при незначительных превышениях предела выносливости, определенного на базе 10^7 циклов действующими напряжениями. В нашем случае это уровни отношения $\sigma_{a \max} / \sigma_{-1}$ равные 1,1; 1,05, 1,02. Расчетная оценка долговечности проводилась с использованием уравнения предложенного С.В.Серенсенем.

$$\sigma_{-1i} = \sigma_{-1i-1} \left[1 - \frac{n_i}{N_i} K \left(\frac{\sigma_{ai}}{\sigma_{-1i-1}} - 1 \right) \right] \quad (2)$$

где σ_{-1i} и σ_{-1i-1} – пределы выносливости после действия i и $(i-1)$ ступеней нагрузки σ_{ai} и σ_{ai-1} ; n_i / N_i – относительное число циклов на i – той ступени нагрузки, параметр уравнения, характеризующий интенсивность снижения предела выносливости от предварительного нагружения;

n_i - число циклов действия амплитуды σ_{ai} в эксплуатации, N_i - соответствующее число циклов по кривой усталости; K - параметр уравнения, характеризующий интенсивность снижения предела выносливости от предварительного нагружения. Практический опыт использования уравнения (2) показал, что величину K можно принять равной 1,65. При расчете по формуле (2) приняты допущения, что циклическое нагружение уже поврежденных циклическим нагружением образцов приведет к новому снижению характеристик усталости и что амплитуды в блоке нагружения при расчете расположены по убывающей. Полученные расчетные значения долговечности удовлетворительно совпали с экспериментальными.

Список литературы

1. Proceedings of Third International Conference on Very high cycle fatigue. Ritsumeikan University, Kusatsu, Japan, 2004.
2. И.М.Петрова. Накопление усталостных повреждений в конструкционных сталях в области длительной долговечности Сб. тр. XII международной конференции «Машиностроение и техносфера XXI века» Донецк 2005. с. 61-64.

ЛОКАЛИЗАЦИЯ ДЕФОРМАЦИЙ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ В СВЯЗИ С ИХ СТРУКТУРНОЙ НЕОДНОРОДНОСТЬЮ

Романов А.Н., Филимонова Н.И.

Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, E-mail: alrom37@mail.ru

LOCALISATION OF THE DEFORMATIONS AT THE CYCLIC LOADING OF THE CONSTRUCTIAL MATERIALS AT THE THEIR STRUCTURAL INHOMOGENITY

Romanov A.N., N.I.Filimonova

(Engineering research Institute RAS, Moscow)

The deformation and structural heterogeneity of polycrystalline materials (steels) in different structural state with the cyclic elastic-plastic load is investigated. The possibility of describing the deformation heterogeneity through the parameters of the statistical distribution of the values of microhardness is shown.

В настоящей работе приводятся результаты исследований по оценке деформационной и структурной неоднородности при циклическом упругопластическом нагружении аустенитной однофазной стали, выполнен сравнительный анализ результатов деформационной и структурной неоднородности на основе данных их статистической обработки.

Задачей исследования является установление возможности определения деформационной неоднородности конструкционных материалов на основе использования характеристик структурной неоднородности.

Исследование неоднородности деформаций в отдельных объемах упругопластически деформируемого металла позволяет описать стадию рассредоточенного трещинообразования (рис.1), предшествующую стадии образования магистральной трещины.

Для исследования особенностей развития локальных деформаций и оценки структурной неоднородности использовались образцы из однофазной аустенитной стали X18H10T. На рабочей части образца с помощью алмазной пирамиды на приборе ПМТ-3 наносились риски или наколы (предварительно поверхность образца отполирована) на расстояниях от 30 мкм до 0,5 мм. Деформирование осуществлялось при циклическом нагружении на растяжение-сжатие с частотой 1 цикл в минуту на установке типа УМЭ-10т.

Средние значения деформаций (циклических и односторонне накопленных), определяли суммированием по отдельным участкам на рабочей базе образца в виде:

$$\varepsilon_{\text{ср}} = \frac{1}{n} \sum_{i=0}^n \varepsilon_i; \quad \delta_{\text{ср}} = \frac{1}{n} \sum_{i=0}^n \delta_i, \quad (1)$$

(где δ_i и ε_i – соответственно циклическая и односторонне накопленная деформации на i -м участке рабочей базы).

Неоднородности циклической пластической деформации $K_{\mu\delta}$ и односторонне накопленной пластической деформации $K_{\mu\varepsilon}$, определяли в виде

$$K_{\mu\delta} = \delta_i / \delta_{\text{ср}} \quad \text{и} \quad K_{\mu\varepsilon} = \varepsilon_i / \varepsilon_{\text{ср}}, \quad (2)$$

где δ_i – местная пластическая деформация в цикле; $\delta_{\text{ср}} = \delta_k$ – средняя величина ширины петли гистерезиса в цикле, измеренная на всей рабочей базе; ε_i – местная односторонне накопленная деформация в рассматриваемом цикле нагружения; $\varepsilon_{\text{ср}} = \varepsilon_k$ – средняя односторонне накопленная деформация на большой базе измерения.

Неоднородность развития деформаций, как обратимых, так и необратимых (односторонне накапливающихся) зависит от природы материала и от его структурного состояния, определяемого заключительной технологической обработкой.

Практическое использование местных деформаций в расчетах на прочность представляет определенные трудности, поскольку оно связано с большим числом измерений при экспериментальном определении местных деформаций (на малых базах). В связи с этим желательно иметь более простой и доступный метод определения коэффициентов деформационной неоднородности.

Структурная неоднородность материала, обуславливающая деформационную неоднородность, может быть оценена измерением микротвердости материала в исходном состоянии. Измерения микротвердости трубчатых образцов испытанных сталей осуществлялись на приборе ПМТ-3. Отпечатки наносили по образующей на рабочей базе образца приблизительно через каждые, 30 мкм (диагонали отпечатков), 100, 200 и 500 мкм при увеличении около 500 крат.

На основе данных статистической обработки проведена оценка неоднородности структуры по вероятностным кривым для распределения диагоналей и микротвердости. При этом коэффициенты неоднородности структуры по рассеянию значений микротвердости H_{μ} определялись в виде

$$K_{H_{\mu}} = \bar{H}_{\mu} / H_{\mu i}, \quad (3)$$

где $H_{\mu i}$ – минимальное значение микротвердости; \bar{H}_{μ} – среднее значение микротвердости (соответствующее математическому ожиданию H_{μ}).

Проведенная статистическая обработка значений микротвердости показала, что измеренные значения микротвердости однофазной стали X18H10T подчиняются нормальному закону распределения.

Сопоставление коэффициентов неоднородности деформаций и микротвердости показало, что при расчетах уровней накопленных повреждений на различных стадиях нагружения и предельных состояний вместо коэффициентов неоднородности деформаций могут быть использованы коэффициенты структурной неоднородности, определяемые рассеянием показателей микротвердости.

Коэффициенты неоднородности $K_{\mu\delta}$ и $K_{\mu\varepsilon}$ по вероятностной кривой для заданного квантиля нормального распределения U_p могут быть определены как:

$$K_{\mu\delta} = (U_p S + \delta_k) / \delta_k, \quad (4)$$

$$K_{\mu\varepsilon} = (U_p S + \varepsilon_k) / \varepsilon_k, \quad (5)$$

где S – среднее квадратичное отклонение соответственно для δ_k или ε_k , местная циклическая деформация δ_i , местная односторонне накопленная деформация ε_i , соответствующая заданному квантилю нормального распределения U_p , δ_k и ε_k – средние деформации, измеренные на большой базе (в нашем случае она составляла 40 мм).

Для однородного материала оказалось $U_p = 2,79$, и тогда через параметры распределения местных деформаций могут быть получены коэффициенты их неоднородности в виде

$$K_{\mu\delta} = (2,79S + \delta_k) / \delta_k, \quad (6)$$

$$K_{\mu\varepsilon} = (2,79S + \varepsilon_k) / \varepsilon_k. \quad (7)$$

где δ_k и ε_k – средние деформации, измеренные на большой базе (в нашем случае она составляла 40 мм).

Используя параметры нормального закона распределения микротвердости исходного материала можно определить коэффициенты микронеоднородности развития циклических $K_{\mu\delta}$ и односторонне накопленных деформаций $K_{\mu\varepsilon}$:

$$K_{\mu\delta} = K_{\mu\varepsilon} = K_{H\mu} = \bar{H}_\mu / (H_\mu - U_p S), \quad (8)$$

где S – среднеквадратичное отклонение значений микротвердости; \bar{H}_μ – среднее значение микротвердости, соответствующее квантилю $U_p = 0$, H_μ – текущее значение микротвердости.

Установление закономерностей развития деформаций и накопления повреждений в локальных зонах позволит осуществлять уточненные расчеты долговечности элементов конструкций, назначать обоснованно ресурс изделий и решать вопрос возможности (или невозможности) продления ресурса оборудования, отработавшего назначенный ресурс, а также осуществлять рациональный выбор конструкционного материала при проектировании изделий.

Работа выполнена при поддержке РФФИ, грант № 10-08-01099

FUNDAMENTALS OF METALS FRACTURE PHYSICS

Rombakh V.P.

USA, Edmonds, Catastrophes Prevention Research Laboratory, vrombakh@hotmail.com

Fracture Mechanics (FM), based on the continuum approximation is not applicable to objects which size is less than 1000 nm and processes with a frequency above 1010 Hz. This eliminates from consideration of nanoobjects and all the discoveries that made in the study of nanomaterials.

Assessment of technical condition and residual life of FM is based on the stress intensity factors (SIF) K , the ΔK change, crack growth rate $\Delta L/\Delta N$ and calculations, such as finite element method. The disadvantages of this approach are:

1. The absence of a functional link SIF with measurable physical parameters.
2. Low prediction accuracy due to the need to simultaneously use a large number of SIF and correction factors.

In the Boeing 737-300 fuselage at an altitude of 10.37 km after a 15-year operating a 1.6 m crack occurs. The plane managed to land safely. Small cracks and oval holes were found at the edge of the huge crack. In the study of this type 136 aircrafts using X-ray testing one crack was found in four fuselages and two cracks in one. Others fuselages were investigated using eddy current method.

All aircraft in which no cracks were found, are considered fit for further use. The danger of this conclusion is that the macroscopic cracks are the consequence of energy radiation and there are often cracks not prior to, but in the process of destruction. For example: 35-meter stretch of rail, in which under ultrasound control defects were not found, falls to 300 pieces (Hatfield UK, 2000).

Eddy current and X-ray methods do not reveal defects in which accumulated energy is sufficient for a catastrophic fatigue.

Theoretical basis of metal fracture physics proposed by the author are: quantum electrodynamics, which describes the interaction of photons with matter; the theory of dissipative structures of I. Prigogine, which proved the possibility of long-lived equilibrium of groups of atoms whose energy exceeds the minimum potential energy; the L. Pauling theory of chemical bond oscillations, experimental evidence which marked the beginning of the coherent chemistry, and metal model [1].

Fatigue cracks and corrosion formation have been analyzed on the basis of experimental data from nanoobjects to the catastrophic demolition of train track, pipelines, airplanes fuselage, and bridges.

On this basis, the following conclusions were made.

1. Changing the properties of matter and its form in the local volume which has boundary heterogeneity, due to electromagnetic interaction, the quantum of which is the photon. It occurs as a result of changes in the interatomic interaction (II).

2. Behavior of atoms in such amount, obey the quantum mechanical laws, is matched (coherent) because of the coherence of the photons.

3. The main source of energy which is sufficient to destroy is the energy stored in local regions (defects). The accumulation of energy is due to the electron transition to higher long-lived (metastable) levels.

4. Such transitions are forced by the nonlinear deformation of compression, which yields a new equilibrium (dissipative) structure.

5. Transition of atoms from the metastable to the normal state are accompanied by emission of photons, whose energy (eV/atom) is 3-4 degrees higher than elastic energy. An absorbed photon causes a disconnection or a weakening, until melting. Photon emission occurs spontaneously (energy dissipation) or stimulated (destruction).

The mechanism of crack formation, including stress corrosion cracking due to the interaction of photons, phonons, electrons and ions.

The purpose of metal fracture physics are:

1. Explanation of the mechanism of destruction and hardening on the basis of analysis of interatomic interaction changes [2].

2. Search for more precise methods of assessing the technical state of elements of structures and devices.

3. The study of fracture processes taken into account the II [3].

Under the formation of dissipative structures the change of the geometric arrangement of atoms, called a state of stress occurs.

Thus, cracks, corrosion, rivet, bolted and welded fasteners weakening, bolts and even falling out of rivets, vibration, and loss of stability are the result of interatomic changes, as well as destruction stimulated by the catastrophe.

Assessment of technical condition and residual life of FM is based on the stress intensity factors K, its change- ΔK , the crack growth rate- $\Delta L/\Delta N$ and calculations, such as the finite element method.

From the above, most rational in the first stage of transition from FM to II it is to find a formula by which the $\Delta L/\Delta N$, enabling to direct measurement, will be associated with parameters of II.

The author has established [3] a functional link $\Delta L/\Delta N$ with macro-and micro parameters of substance. One

such equation is given: $\frac{\Delta L}{\Delta N} = C_f \frac{a^2 \sigma_m^2}{En\epsilon_b}$ or $\frac{\Delta L}{\Delta N} = C_f \frac{a^2}{\sigma_m^2 \Delta N} = C_f \frac{a^2}{En\epsilon_b}$ (1). Here σ_m -stress amplitude, N-number of cycles of

external influence, E- elastic or shear modulus, a-lattice constant, ϵ_b -binding energy of atoms, n-number of atoms on the edge of the cell, C_f -part of the energy used to fracture. Based on the experimental results analysis showed that under cracks formation the left side of (1) increases parabolic with an increase in the denominator.

It is shown that the most sensitive to external influences is the ϵ_b parameter. Study this parameter changes can provide the most accurate assessment of the structural element condition.

In this case, the criterion for safe operation is the inequality $(\Delta L/a) < 1$.

Modern methods, including: thermal and radiography, calorimetry, change the speed and attenuation of ultrasound, X-ray and neutron analysis, electron and atomic force microscopy, Mössbauer effect, plasmon resonance, pump-probe, channeling, and nanoire allow research on II not only in the laboratory, but also to create devices of nondestructive testing, even in operating conditions.

The II can be developed only when more accurate methods for evaluating the technical condition of structures and devices which provide a higher probability of preventing man-made disasters.

References:

1. V.P. Rombakh: Atom Parameters and Metal Properties, Logistics Capital Inc. Edmonds USA (2008) pp. 311.

2. V.P. Rombakh and G.P. Fetisov: Electron-Wave Mechanism of Strengthening and Fracture of metals, the Third International Forum on Nanotechnology, Moscow (2010).

3. В. П. Ромбах: Физика разрушения. Энергетика образования трещин и разрушения металлов, XVII Международный симпозиум «Динамические и технологические проблемы механики конструкций и сплошных сред», Ярополец (2011).

СТРУКТУРНАЯ ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТЬ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОРОШКОВЫХ МЕДНО-ТИТАНОВЫХ МАТЕРИАЛОВ

Рябичева Л.А.¹, Гапонова О.П.²

Украина, Восточноукраинский национальный университет им. В. Даля, ryabic@gmail.com

Украина, Сумской государственной университет, gaionova_op@mail.ru

STRUCTURAL SENSITIVITY OF PHYSICO-MECHANICAL PROPERTIES OF COPPER-TITANIUM POWDER MATERIALS

Ryabicheva L.A.¹, Gaionova O.P.²

¹Ukraine, Volodymyr Dahl East Ukrainian National University, ryabic@gmail.com

²Ukraine, Sumy State University, Sumy, gaionova_op@mail.ru

The results of investigation of microstructure, fracture surfaces and physico-mechanical properties of copper-titanium powder electrical engineering material are presented. A fine-grained structure after predeformation of powder porous billet at elevated temperatures has been established. The strength remains at high level, while specific resistance is low. The deformation softening and presence of porosity are making influence on failure behaviour of powder billets.

Порошковые материалы на основе меди предназначены для изготовления деталей электротехнического назначения вследствие высокой электропроводности, теплопроводности и жаропрочности. Наибольшее распространение получили вольфрам-медные и молибден-медные композиции. Однако, дороговизна и дефицитность вольфрама и молибдена, трудоемкость и большое количество технологических операций, нестабильность свойств и узкая область применения приводят к созданию новых медных порошковых материалов электротехнической промышленности. В качестве материалов для электрических контактов, а также электродов для контактной сварки применяются порошковые материалы на медной основе с добавлением 0,25-1,5% Ti. Применение порошковой металлургии при создании таких материалов с массовым содержанием титана до 1,5% позволяет получить высокую прочность, износостойкость, жаропрочность и эрозионную стойкость. При этом в таком количестве титан незначительно повышает электросопротивление.

В работе исследовано влияние параметров деформирования на структурообразование и физико-механические свойства порошковых медно-титановых материалов.

Исследования выполнены на образцах, изготовленных из механической смеси порошков меди ПМС-1 и титана ВТ1-0 с массовой долей титана 0,5 %. После двустороннего прессования и спекания при температуре 900-920 °С в течение 3 часов в среде генераторного газа образцы осаживали в закрытом штампе при температурах 20, 200, 400, 500, 600 и 700 °С. Среднестатистическая пористость после деформирования составляла 2,8, 6,2 и 9,1 %. Определяли твердость, характеристики прочности и пластичности испытанием на растяжение. Химический состав диффузионной зоны на границе частиц Cu-Ti после спекания и деформирования, микроструктуру и характер разрушения после растяжения исследовали на растровом электронном микроскопе РЭММА-102.

Деформирование пористых заготовок в температурном интервале 500-600 °С обеспечивает получение мелкозернистой структуры с величиной зерна до 5,4 мкм. Изучение поверхности изломов показало, что во всех рассматриваемых случаях разрушение идет по медной матрице, что свидетельствует о прочной межчастичной связи компонентов порошковой смеси и прочных фазах, образовавшихся в процессе диффузии. В результате пластической деформации, предшествующей разрушению, пространственное строение пор изменяется. На поверхности разрушения после деформирования при температуре 20°С наряду с мелкими ямками наблюдаются крупные ямки, переходящие в трещины. После растяжения образца, предварительно деформированного при 200°С, получено довольно равномерное чередование крупных и мелких ямок с гребнями между ними. При температурах 500 и 700 °С вследствие увеличения пластичности твердой фазы количество мелких ямок увеличивается, а крупных уменьшается. Динамическое деформационное старение в интервале

температур 300-400 °С обеспечивает повышение прочности, и вместе с тем образование и рост крупных трещин по вязкому ямочному излому. Наилучшие результаты получены после деформирования при температуре 500 °С. Прочность сохраняется на достаточно высоком уровне, пластичность повышается и снижается вероятность хрупкого разрушения. Порошковый материал пористостью 2,8 % после такого режима деформирования характеризуется достаточно низким удельным электросопротивлением, что дает возможность применять его в качестве электротехнического материала.

ФОРМИРОВАНИЕ РАЗОРИЕНТИРОВАННЫХ ЯЧЕЙСТЫХ СТРУКТУР ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Сарафанов Г.Ф.

*Россия, Нижегородский филиал Института машиноведения им. А.А.Благонравова РАН
sarafanov@sinn.ru*

FORMATION MISORIENTATED CELL STRUCTURES AT PLASTIC DEFORMATION

Sarafanov G.F.

Russia, Nizhny Novgorod Branch of the Mechanical Engineering Research Institute, sarafanov@sinn.ru

The formation of inhomogeneous dislocation structures is investigated within a model taking into account correlation interaction between dislocations. This interaction is found to give rise to an instability of the homogeneous state of the system. It is shown that when the critical nonequilibrium conditions for this instability are attained in a local volume, an inhomogeneous dislocation structure is formed spontaneously. As the degree of instability of the system increases further, this structure is transformed into a cellular structure. We believe that this layering is induced by the correlation instability accompanied by formation of the dynamic dissipative structure for the total and excessive dislocation density. The elements of the dissipative structure serve as nuclei for the subsequent formation of the equilibrium dislocation fragments. The corresponding phase transition is the transition to equilibrium structures and may take place only under essentially nonequilibrium conditions. The description of this transition requires further detailed studies.

В настоящей работе развивается теория слабоориентированных ячеистых структур. Сначала проводятся исследования, посвященные проблеме экранирования упругого поля в ансамбле дислокаций и связанным с этим явлением эффективным взаимодействием дислокаций. Как показано в работах [1-3] эффект экранирования имеет место при условии квазинейтральности дислокационного ансамбля $\sum_a b_a \rho_a = 0$, которое обеспечивается законом сохранения вектора Бюргерса системы дислокаций, распределенных с плотностью $\rho_a = \rho_{\pm}(\mathbf{r}, t)$. Исследование этого эффекта на основе системы уравнений самосогласованной динамики дислокаций [2,3] показало, что поле напряжений отдельной дислокации экранируется равномерно распределенным дислокационным "фоном" и характеризуется для ансамбля винтовых дислокаций некоторым эффективным потенциалом, пропорциональным функции Макдональда нулевого порядка $K_0(r/r_d)$, а для ансамбля краевых дислокаций – эффективной функцией напряжений Эйри, пропорциональной выражению $r_d \text{sh}(y/r_d) K_0(r/r_d)$. На расстояниях $r > r_d$ функция Макдональда экспоненциально убывает и, соответственно, упругое поле дислокации становится малым. Поэтому величину r_d можно рассматривать как радиус экранирования упругого поля дислокаций. Оценки показывают, что r_d порядка или несколько больше среднего расстояния между дислокациями $\bar{r} = \rho_0^{-1/2}$ (где ρ_0 — однородное состояние в ансамбле дислокаций).

На основе полученных результатов исследуется эффект притяжения дислокаций. Используя найденные выражения для эффективного потенциала взаимодействия дислокаций, построены

соответствующие корреляционные функции и получено выражение для энергии эффективного (корреляционного) взаимодействия дислокаций, а также их корреляционного потока. Вид потока имеет форму потока Кана-Хильярда, который был введен ранее (1970 г.) из эвристических соображений Холтом при описании возникновения периодических дислокационных структур.

Показано, что данное корреляционное взаимодействие обеспечивает притяжение дислокаций независимо от направления их вектора Бюргерса и обуславливает тенденцию к расслоению однородного состояния в системе дефектов. Используя (1) сформулированы уравнения эволюции ансамбля дислокаций с учетом их корреляционного взаимодействия. На их основе исследована возможность расслоения однородного распределения дислокаций ($\rho_+ = \rho_- = \rho_0/2$). Проведенный анализ показал, что устойчивость контролируется безразмерным параметром $\eta = \bar{L}^2/\rho_0 r_d^4$. Критерием неустойчивости однородного распределения дислокаций является выполнение условия $\eta > \eta_c = 4\pi e$ или

$$\rho_0 > \rho_c = (e/\pi)(\sigma_e/Db)^2, \quad (1)$$

где $D = G/2\pi$ для ансамбля винтовых и $D = G/2\pi(1-\nu)$ краевых дислокаций.

Критерий (1), несмотря на свою достаточно простую форму, содержит две величины (плотность дислокаций и напряжение течения), которые зависят от совокупности других параметров деформируемого кристалла и поэтому могут отражать многообразие деформационных процессов.

При типичных значениях параметров системы ($b = 3 \cdot 10^{-8}$ см, $\sigma_e/G = 3 \cdot 10^{-4}$, $\nu = 1/3$) критической плотности дислокаций соответствует величина $\rho_c = 3,4 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$ для ансамбля винтовых и $\rho_c = 1,5 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$ для ансамбля краевых дислокаций, а характерный размер ячеистой структуры L_c оказывается равным

$$L_c = \sqrt{8\pi^2/e(e-1)} \cdot \rho_0^{-1/2} = 4,1 \cdot \rho_0^{-1/2}. \quad (2)$$

Отметим, что возникновение ячеистых структур становится возможным только в условиях множественного скольжения дислокаций. Для этого случая получены нелинейные определяющие уравнения с корреляционным потоком в форме Кана-Хильярда, которые для суммарной плотности $\rho = \rho_+ + \rho_-$. Решение для избыточной плотности $I = \rho_+ - \rho_-$ находится по полученному из (2) решению для $\rho(\mathbf{r}, t)$.

Из полученных уравнений следует, что помимо однородного стационарного решения, неустойчивого при $\varepsilon = \rho_0/\rho_c - 1 > 0$, это уравнение имеет также множество стационарных решений ячеистого типа. Различие в геометрии возникающих ячеистых структур связано с числом возбуждаемых мод N , а их устойчивость контролируется параметром надкритичности ε и параметром нелинейного взаимодействия мод.

Особенностью модели является то, что она является не критичной к выбору функции, ответственной за генерационно-рекомбинационные процессы, т.е. формируемые ячеистые структуры в качественном отношении не зависят от кинетических механизмов в ансамбле дислокаций, а зависят лишь от особенностей их упругого взаимодействия. В этом заключается коренное отличие рассматриваемой модели, основанной на корреляционной неустойчивости, от кинетических моделей, основанных на рекомбинационной неустойчивости.

Рассмотренный корреляционный механизм расслоения однородного состояния (как и генерационно-рекомбинационный) соответствует стадии пластической деформации, когда формируются слабоориентированные дислокационные структуры. Описание структур с сильной разориентацией (полосовой, фрагментированной, мелкозернистой) представляет собой требует привлечения новых понятий, таких как дисклинации. Как известно, дисклинации - это равновесные дислокационные образования, сформированные в результате спонтанных перестроек в дислокационном ансамбле. Зарождение дисклинаций обычно связывают с ротационной неустойчивостью, механизм которой обусловлен расслоением дислокационных зарядов. С позиций настоящей работы такого рода расслоение вызвано корреляционной неустойчивостью с образованием динамической диссипативной структуры для суммарной и избыточной плотности дислокаций. Элементы диссипативной структуры служат определенными зародышами для последующего

формирования равновесных дисклинационных фрагментов. Соответствующий фазовый переход есть переход к равновесным структурам, происходящий в сугубо неравновесных условиях.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 10-02-00508-а).

Список литературы

Сарафанов Г.Ф. // Физика твердого тела. -1997. -Т.39. -Вып.9. -С.1575-1579.

Сарафанов Г.Ф. //Физика твердого тела. -2001. -Т.43. -Вып.6. -С.1041-1047.

Сарафанов Г.Ф. //Физика твердого тела. -2008. -Т.50. -Вып.10. -С.1793-1799.

УПРАВЛЕНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННЫМ СОСТОЯНИЕМ В СИСТЕМЕ «ОСНОВА – PVD-ПОКРЫТИЕ» ЗА СЧЕТ ВЫБОРА ГЕОМЕТРИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ПОКРЫТИЯ

Сорока Е.Б.¹, Селин А.Н.², Клименко С.А., Копейкина М.Ю., Манохин А. С.³

¹ Украина, Институт проблем прочности им. Г. С. Писаренко НАН Украины, coating@ipp.kiev.ua

² Украина, УНК «ИПСА» НТУ Украины «КПИ», sancho.selin@gmail.com

³ Украина, Институт Сверхтвердых материалов им. В. Н. Бакуля НАН Украины, atmi@ism.kiev.ua.

STRESS-STRAIN STATE CONTROL IN «SUBSTRATE – PVD-COATING» SYSTEM DUE TO THE GEOMETRIC PARAMETERS OF COATING CHOISE

Soroka E., Selin A., Klimenko S., Copeikina M., Manokhin A.

The possibility to prevent fracture under thermobaric loading of composition "substrate - PVD-coating" is shown. It is suggested to control stress-strain state due to choice of geometric parameters for discontinuous coatings.

Композиция «основа-покрытие» представляет собой сложную систему, т.е. такую, по И. Пригожину, «знание о которой ограничено и неопределенность во времени возрастает» [1]. Покрытия призваны приводить к повышению прочности и работоспособности элементов узлов трения при нагружении. Однако, в ряде случаев, вопреки ожиданиям, эксплуатационные характеристики поверхностей с покрытиями, оказываются ниже, чем без покрытия. Это объясняется преждевременным разрушением рабочих поверхностей с покрытиями в результате адгезионного отслоения и (или) когезионного растрескивания, которые могут произойти еще до начала эксплуатации в результате действия остаточных напряжений в изделии или в процессе его термобарического нагружения. Проблема, связанная с разрушением поверхностных слоев, может быть решена за счет выбора геометрических параметров покрытия.

В [2] были разработаны подходы по созданию PVD-покрытий дискретного типа, основанные на определении параметров покрытий с учетом знака и уровня остаточных напряжений. Так, предельный размер дискретного участка покрытия, стойкого к адгезионному отслоению в результате вспучивания под воздействием остаточных напряжений сжатия, определяли на основе теории устойчивости. Избежать когезионного растрескивания покрытия под воздействием напряжений растяжения предлагалось созданием регулярного дискретного рельефа с размером участков покрытия, определенным из расчета шага трещин.

Целью настоящего исследования является исследование возможностей управления напряженно-деформированным состоянием (НДС) композиции «основа – PVD-покрытие» в условиях термобарического нагружения за счет выбора геометрических параметров покрытия дискретного типа.

Расчет НДС системы «основа – покрытие» осуществлялся методом конечных элементов в программном комплексе MSC Visual Nastran for Windows и в пакете Ansys/Multiphysics [3, 4].

Рассматривая силовую составляющую нагружения как контактную нагрузку интенсивностью q , равномерно распределенную нормально к поверхности дискретного участка, получено, что при толщине участков покрытия до 2...3 мкм функция покрытия как элемента системы, принимающего на

себя основную нагрузку, уменьшается, в то время как покрытия толщиной свыше 7 мкм, разгружая основу, сами становятся местом действия максимальных эквивалентных напряжений, которые могут привести к разрушению покрытия. Учет касательной составляющей нагружения показал, что возрастание коэффициента трения сопровождается появлением в покрытиях толщиной $h_n \geq 5$ мкм напряжений растяжения, что способствует их когезионному растрескиванию (рис.1). Таким образом, интуитивное стремление к увеличению толщины покрытия не всегда приводит к желаемому результату и наиболее приемлемыми являются покрытия толщиной $h_n = 4 \dots 5$ мкм. Получено также, что при контактном нагружении с трением уменьшение протяженности дискретного участка от 250 до 40 мкм приводит к уменьшению величины касательных напряжений на поверхности адгезионного контакта «основа-покрытие» и их зависимости от коэффициента трения.

В связи с тем, что эксплуатация режущего инструмента сопровождается высокими температурами в зоне контакта, наряду с решением задачи при силовом нагружении, возникает задача оценки термонапряжений и установления связи между их величиной и геометрическими параметрами покрытия. Т.к. теплопроводность тонкого PVD-покрытия слабо влияет на тепловой режим при резании [5], не обеспечивая теплоизоляционного эффекта, а контакт стружки с передней поверхностью инструмента не стабилен по природе, не следует ожидать, что дискретизация покрытия приведет к изменению теплового состояния поверхности инструмента. Действительно, при решении стационарной задачи теплопроводности с граничными условиями, которые предполагали, что на поверхности покрытия TiN действует постоянная, равномерно-распределенная температура 800 °С, соответствующая рабочей температуре при обработке резанием инструментом, оснащенным пластинами из твердых сплавов, получено, что градиент температуры по толщине покрытия почти отсутствует как для сплошного, так и для дискретного покрытия, т.е. теплоизоляционный эффект не наблюдается. Известно, что изменение термонапряженности инструмента с покрытием по сравнению с инструментом без покрытия связано не только с изменением характеристик поверхности, но и с изменением адгезионного взаимодействия с обрабатываемым материалом на передней поверхности, что влияет на параметры термобарического нагружения. Однако в представленном исследовании не ставилась задача определения температурных полей и термонапряжений, с точки зрения их различия, для инструмента с покрытием и без него.

При решении задачи для дискретных покрытий, выявлено влияние геометрических параметров покрытия на напряженность поверхности адгезионного контакта. Показано, что дискретизация покрытия приводит к тому, что касательные напряжения τ^T , отвечающие за отслоение покрытия, на поверхности адгезионного контакта «основа-покрытие дискретного типа» уменьшаются в 1,5–2,5 раза по сравнению с касательными напряжениями в системе «основа-сплошное покрытие». При этом, касательные напряжения тем меньше, чем меньше протяженность дискретного участка. Для более тонких покрытий ($h_n = 2$ мкм) эта зависимость относительно слабая, в то время как для покрытий толщиной более 4 мкм уменьшение протяженности дискретного участка с 120 мкм до 40 мкм позволяет уменьшить напряженность поверхности контакта «основа-покрытие» в 1,28–1,45 раза (рис. 2).

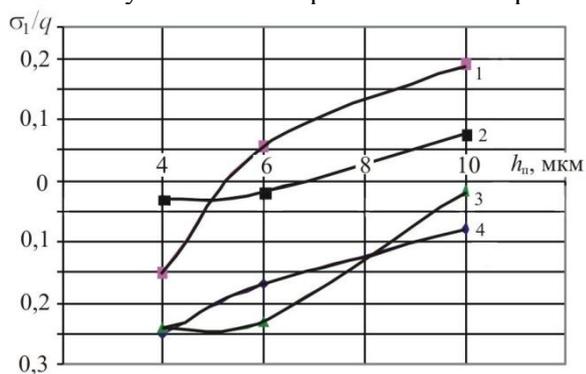


Рис. 1. Зависимость максимальных относительных главных напряжений σ_1/q в покрытии TiN при коэффициенте трения $\mu = 0,5$ (1, 2) и $\mu = 0,2$ (3, 4) от толщины покрытия для основ: 1, 4 – сталь 6ХВГ; 2, 3 – сплав ВК8

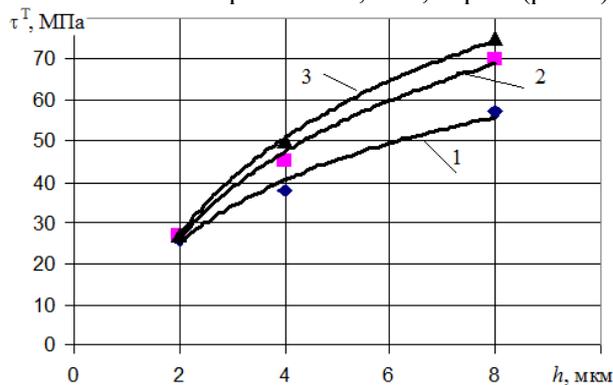


Рис. 2. Зависимость максимальных касательных термонапряжений τ^T на поверхности адгезионного контакта «основа Т15К6–покрытие TiN» от толщины покрытия при температуре контакта 800 °С: 1 – $D = 40$ мкм; 2 – $D = 80$ мкм; 3 – $D = 120$ мкм

Полученные результаты – исходная база для выбора оптимальных геометрических параметров покрытий, обеспечивающих отсутствие разрушения рабочих поверхностей с покрытиями в условиях эксплуатационного нагружения.

Литература:

1. Пригожин И., Стенгерс И. Порядок из хаоса. – М.: Прогресс, 1986. – 432 с.; 2. Сорока Е. Б., Клименко С. А., Копейкина М. Ю. Обеспечение адгезионной и когезионной прочности вакуумно-плазменных покрытий из (TiAl)N и TiN // Деформация и разрушение материалов. – 2010. – № 5. – С. 26–31.; 3. Рудаков К. М. FEMAP. Геометричне та скінченно-елементне моделювання конструкцій у MSC.visualNastran for Windows: Посібник. – К.: НТУУ "КПІ", 2005. – 218 с.; 4. Наседкин А. В. Конечно-элементное моделирование на основе ANSYS. Программы решения статических задач сопротивления материалов с вариантами индивидуальных заданий. – Ростов-на-Дону: УПЛ РГУ, 1998. – 44 с.; 5. Мацевитый В. М. Покрытия для режущих инструментов. – Харьков: Вища школа, 1987. – 128 с.

ФИЗИЧЕСКАЯ ТЕОРИЯ ПОЛЕЗНОЙ ДЛИТЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ I. МОДЕЛЬ ДИСЛОКАЦИОННОЙ МИКРОТЕКУЧЕСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КРИСТАЛЛОВ

Ткаченко В.Г.

*Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины,
ул. Кржижановского, 3, Киев, 03680, Украина, e-mail: icems@ipms.kiev.com*

PHYSICAL THEORY OF USEFUL LONG-TERM STRENGTH I. MODEL OF DISLOCATION MICROYIELDING FOR METAL CRYSTALS

Tkachenko V.G.

*Frantsevich Institute for Problem of Materials Science of NASU, 3 Krzhyzhanovsky Str., Kiev-142, 03680,
Ukraine, e-mail: icems@ipms.kiev.com*

A new model of the dislocation microyielding is proposed, which takes into account of dynamics of the dislocation-solute interaction and physical kinetics of the point defects in terms of thermally activated pinning and unpinning processes. From the theoretical results, the model might be used to interpret the Snoeck – Koster dislocation relaxation in HCP α – Ti and HCP Mg and to reveal dislocation – solute dragging mechanism responsible for creep resistance of metal alloys at strain rates of $10^{-9} – 10^{-10} \text{ sec}^{-1}$, prior to yielding.

Динамика дислокаций в ОЦК, ГЦК и ГПУ твердых растворах до настоящего времени остается основной темой дискуссионных сообщений [1, 2]. В известных дислокационных теориях (Дорна - Райнака, Зегера, Конрада, Базинского и др.) увеличение плотности подвижных дислокаций при активной деформации, т.е. в условиях непрерывного растяжения ($\dot{\epsilon}_a = const$), является основной физической предпосылкой для развития физики микротекучести и низкотемпературной пластичности. Во многих случаях сохранение структуры металлических кристаллов является обязательным условием, что позволяет анализировать экспериментальные данные, например, на основе теорий Зегера и Дорна – Райнака, описывающих пластическую деформацию по механизму Пайерлса, а также получить более точные оценки активационного объема. Однако растворенные примесные атомы, ПА (внедрения) воздействуют на процесс размножения дислокаций и вызывают эффекты их торможения, особенно в условиях упорядочения кристаллической структуры твердого раствора. Динамика свободных дислокаций в твердых растворах (внедрения) при сравнительно низких температурах контролируется термически активируемыми процессами, однако до сих пор не удается разделить вклады решеточных и примесных подсистем по данным температурной зависимости предела микротекучести или макроскопического предела текучести [3].

В известных концепциях и моделях рассматриваются в основном закономерности взаимодействия подвижных дислокаций с неподвижными ПА (блокирование) или подвижных ПА с неподвижными дислокациями (деформационное старение), как правило, в условиях активной деформации, т.е. непрерывного течения ($\dot{\varepsilon}_a = const$). Динамика дислокаций в ГПУ твердых растворах (в режиме динамического деформационного старения, ДДС) исследована в значительно меньшей степени.

Предложена модель, в которой рассматривается динамическое взаимодействие полей напряжений подвижных дислокаций и подвижных ПА/ЛЭ в условиях пассивной (зависимой от времени) деформации ($\sigma_n = const$) ниже макроскопического предела текучести в интервале температур ДДС (синеломкости, водородного охрупчивания, горячеломкости). На основе этой модели исследован дислокационный механизм динамического торможения дефектов, обеспечивающей сопротивление микропластической деформации на уровне $\dot{\varepsilon}_n \sim 10^{-9} - 10^{-10} \tilde{n} \hat{a} \hat{e}^{-1}$. Введены представления о динамическом расщеплении энергетического уровня барьеров для движения дислокаций в условиях термически активируемого закрепления и термически активированного раскрепления этих дефектов атомами растворенных элементов. При небольших сдвиговых напряжениях и повышенных температурах ($V^* \tau^* \ll kT$), т.е. в условиях аккомодации диффузионных механизмов, скорость дислокационной микротекучести, $\dot{\varepsilon}_{i\hat{e}\hat{o}}$ описывается соотношением:

$$\dot{\varepsilon}_{i\hat{e}\hat{o}} = 2 \bar{\rho} (\bar{b} \bar{\lambda} \bar{\nu}_0) \exp\left(-\frac{U - L_c^2 b \tau^*}{kT}\right) \cdot sh\left(\frac{E_{cb}}{kT}\right), \quad (1)$$

где $\bar{\rho} (\bar{b} \bar{\lambda} \bar{\nu}_0) = const$; $\bar{\rho}$ - средняя плотность взаимодействующих дислокаций; $\bar{\lambda}$ - длина свободного пробега дислокации (между термически активируемыми барьерами); $\bar{\nu}_0$ - собственная частота колебаний дислокации; \bar{b} - модуль вектора Бюргерса; $V^* = L_c^2 \cdot b$ - эффективный активационный объем; U - э.а. движения дислокации; E_{cb} - энергия связи дислокации с подвижной атмосферой Коттрелла; τ^* - эффективное напряжение сдвига.

Для больших напряжений и низких температур ($V^* \tau^* > kT$) в условиях динамического торможения дислокаций выражение (1) принимает вид:

$$\dot{\varepsilon}_{i\hat{e}\hat{o}} = const \exp\left(-\frac{U + E_{cb} - L_c^2 b \tau^*}{kT}\right) \quad (2)$$

Структура ур. (1) и (2) учитывает физическую кинетику дефектов и динамику медленных дислокаций ниже макроскопического предела текучести твердых растворов.

На этой основе разработана структурно-энергетическая концепция полезной длительной прочности и сформулированы ее основные положения. В отличие от долговечности (сопротивления разрушению по закону $\tau_A \cdot \dot{\varepsilon}_{i\hat{e}\hat{c}} = const$) рассматривается концепция полезной длительной прочности, ограниченной (по времени τ^*) заданной (на практике) пассивной микропластической деформацией $\varepsilon = \int_0^{\tau^*} \dot{\varepsilon} dt = const$ (не более 0.2 - 0.4 %), при которой исключается локализация сдвига (из-за размножения дефектов), а значит и преждевременное разрушение.

Справедливость предложенной модели подтверждается появлением в спектрах поглощения упругой энергии ГПУ кристаллов (α -Ti и Mg) дислокационной релаксации Снука-Кестера, которая, как известно, является достаточно общим явлением для деформированных металлов и сплавов. Наблюдаемый динамический эффект медленного движения связанных дислокаций, обогащенных подвижными атмосферами Коттрелла (на уровне $\dot{\varepsilon} = 10^{-9} - 10^{-10} \tilde{n} \hat{a} \hat{e}^{-1}$) объясняется увеличением высоты потенциального барьера, который обеспечивает торможение этих дефектов за счет э.а. отрыва дислокаций от растворенных примесных и легирующих элементов и э.а. их диффузии вдоль и

поперек дислокаций в полном соответствии с теоретическими представлениями G. Schoeck, A Seeger and I.C. Ritchie. Теоретический анализ дислокационной микротекучести подтверждается также новыми измерениями рентгеновских параметров МПД при испытаниях на ползучесть [2,3]. Концепция полезной длительной прочности металлических кристаллов открывает новые возможности для дальнейшего развития физической теории температурной зависимости истинного разрушающего напряжения и построения принципиально новой схемы квазихрупкого перехода, основанных на законе равенства энергий активации на стадиях дислокационной микротекучести, предшествующей и сопутствующей квазихрупкому разрушению в условиях микропластической релаксации локальных напряжений [4].

1. В.Г. Ткаченко Современные тенденции развития физики легких металлов. Успехи физики металлов, 10, 103-130 (2009).

2. В.Г. Ткаченко, К.Ч. Ким, Б.Г. Мун и др. Физика микротекучести магниевых сплавов с титаном. Успехи физики металлов, 11, № 2, 95-118 (2010).

3. V. G. Tkachenko, K. H. Kim, B. G. Moon and A. S. Vovchok. Design and microstructural analysis of magnesium alloys for dynamical applications (Journal of Materials Science (2011) Vol. 46, N 14, 4880-4895, DOI: 10.1007/s10853-011-5400-4).

4. В.Г. Ткаченко, И.Н. Максимчук, В.И. Трефилов Физическая теория и новая принципиальная схема хрупкого перехода в кристаллах ДАН СССР, т.320, № 2, 330-333, № 3, 615-618, № 4, 873-876 (1991).

СОПРОТИВЛЕНИЕ РАЗРУШЕНИЮ В МЕТАЛЛАХ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Усманова Р.Р.

Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа, Россия

E-mail: Usmanovarr@mail.ru

RESISTANCE TO DESTRUCTION IN METALS AT DYNAMIC LOADING

Usmanova R.R.

The technique of experiment for exact measurement of resistance to destruction in metals is considered. Destruction occurs at dynamic loading to very high speed.

The sample with preliminary created flaw was loaded with an impulse of stretching voltages. Under the received glow irises it is possible to define critical value of factor of intensity of voltages. Thus speed twice above, than speed loading, reached at use of other known ways.

Так как дефекты встречаются во всех инженерных конструкциях, то вне зависимости от их происхождения (естественного или технологического) стало обычной практикой учитывать при конструировании вероятность разрушения в результате роста трещин. В основном рассматривается инициирование роста трещин под действием статической или квазистатической нагрузки. При этом многие встречающиеся на практике условия нагружения не могут рассматриваться как квазистатические, и в таких случаях необходимо учитывать как силы инерции, так и чувствительность материала к скорости нагружения. Потенциальная опасность возникает при использовании материалов, обладающих высокой чувствительностью к скорости нагружения, поскольку это обстоятельство может привести к заметному снижению трещиностойкости и, следовательно, к неожиданному разрушению во время эксплуатации при динамическом нагружении.

В последние годы проблема возникновения разрушения под влиянием динамических нагрузок привлекала пристальное внимание. В большинстве экспериментальных работ применялись гидравлические испытательные машины, позволяющие реализовывать быстрое нагружение стандартных образцов для испытаний на разрушение. Эти устройства позволяют устанавливать значения критического коэффициента интенсивности напряжений K_{Ic} при скоростях нагружения

конца трещины, вплоть до $K=3,5 \cdot 10^3$ (Н/мм^{3/2})/с. При этом эта скорость нагружения еще довольно низка по сравнению со скоростями нагружения, обусловленными распространяющимися трещинами и достигающими $3,5 \cdot 10^9$ (Н/мм^{3/2})/с.

Рассмотрена методика эксперимента, с помощью которой можно точно определить сопротивление инициированию разрушения конструкционных материалов при динамическом нагружении с весьма высокими скоростями. Эксперимент, в частности, состоит в применении для динамических испытаний нагружающего стержня Кольского. Однако методика модифицирована настолько, что дает возможность производить быстрое растяжение образцов с усталостными трещинами. Эта методика, имея очевидное преимущество в области получения очень высоких скоростей нагружения, позволяет выполнять запись диаграмм нагрузка — смещение, которые подобны диаграммам, получаемым при статических испытаниях аналогичных образцов. Поэтому при исследованиях чувствительности к скорости нагружения в условиях нагружения волнами напряжений допустимо использовать параметры, обычно применяемые для оценки сопротивления инициированию роста трещин. Испытательным образцом служит круглый стержень с кольцевой создаваемой предварительно усталостной трещиной. Разрушение образца осуществляется растягивающими напряжениями, возникающими на его конце в результате взрыва заряда. Во время прохождения импульса напряжений через сечение с трещиной последнее нагружается до разрушения фактически с постоянной скоростью. Падающий импульс напряжений имеет величину, необходимую для того, чтобы разрушение произошло на переднем фронте импульса. Метод нагружения взрывом дает возможность получать разрушение через 24 □ 30 мкс после достижения растягивающим импульсом сечения, содержащего предварительно созданную трещину.

Описанная методика эксперимента предназначена для установления параметров, применяемых обычно для оценки сопротивления инициированию разрушения конструкционных материалов при очень высоких скоростях нагружения. Методика позволяет точно построить кривую нагрузка — смещение раскрытия трещины для образцов, нагружаемых до разрушения за время приблизительно 25 мкс. Это соответствует скорости нагружения конца трещины более $3 \cdot 10^9$ (Н/мм^{3/2})/с], что на два порядка выше скорости нагружения, реализуемой на машинах для динамических испытаний. Данные, полученные при помощи описанной методики динамических испытаний на разрушение и соотнесенные с данными статических испытаний аналогичных образцов, дают возможность непосредственного определения чувствительности трещиностойкости к скорости нагружения. Такая чувствительность может быть обусловлена как свойственными материалу скоростными эффектам, так и изменением механизма разрушения под действием быстро приложенной нагрузки. Замечено, что скорости нагружения, достигаемые описанным методом, приближаются к тем, которые предположительно имеют место в окрестности быстро распространяющегося конца трещины. Следовательно, предложенная методика может быть применена для получения полезной информации об эффектах высокой локальной скорости нагружения во время распространения трещины.

МЕХАНИЗМ ОБРАЗОВАНИЯ ТРЕЩИН В РЕЗУЛЬТАТЕ ИХ САМООРГАНИЗАЦИИ

Шестопалов А.В.

Россия, УРАН Институт проблем комплексного освоения недр РАН, sinergo@mail.ru

THE MECHANIZM OF CRACKS FORMATION AS A RESULT OF SELFORGANIZATION

Shestopalov A.V.

The author suggests that the said phenomenon may result from mechanical energy flow through aligning of defects (the flow conducting channels) lengthwise the field force lines. Based on the above assumption a mechanism for discontinuous geomaterial self-decomposition under the effect of rock pressure, i.e. external power source, was developed. Low depth rock mechanics which is involved in processes of spontaneous rockmass end part failure maybe considered as a new field for synergetics application.

Необходимость написания этой статьи обусловлена потребностью рассказать о необычных трещинах, которые прорастают и ветвятся наподобие деревьев, за что и были названы мною дендритоподобными, а явление их воспроизводящее процессом фракталом. Все публикации автора на эту тему выложены для скачивания на сайте www.shestopalov.org.

До моих исследований самообразующихся техногенных трещин в разрабатываемых угольных пластах, широко были известны искусственные техногенные трещины образуемые человеком при воздействии на пласт, например, буровзрывными работами или выемочным механизмом. Благодаря этим трещинам собственно и удается добывать полезное ископаемое. Кроме того в результате подработки земная поверхность прогибается и опускается. При этом непосредственно над выработкой появляются трещины расслоения. Образованные ими балки посередине и на концах (в местах заземления) ломаются с образованием «секущих» трещин. Эта система техногенных трещин также давно известна и называется в геомеханике и маркшейдерии мульдой сдвига. После окончания своего формирования она в принципе представляет собой дендрит, но как бы наоборот (дерево у которого сначала появляются ветви а потом между ними образуется ствол). Эта система трещин образуется за счет внутренних источников энергии появляющихся в виде веса разупрочненной массы вышележащих пород. Эти свойства были выявлены мною в результате сравнения с моими гипотетическими, но зато истинно дендритоподобными трещинами у которых сначала растет ствол, а потом ветви, соответственно, секущие трещины и трещины расслоения. Эти трещины образуются не за счет внутренних, а за счет внешних источников энергии традиционно называемых горным давлением, которое на больших глубинах действует во все стороны равновелико. Они перпендикулярны длинной поверхности обнажения и прорастают из выработки в горный массив.

Дендритоподобные трещины до меня были конечно известны, но почему-то не обсуждались, хотя взрывоподобное саморазрушение горного массива в виде динамических и газодинамических явлений (горных ударов и внезапных выбросов угля, породы и газа) были известны уже порядка ста лет. Широко известна попытка Христиановича С.А. объяснить выброс угля и газа послойным отрывом, т.е. образованием техногенных трещин параллельно линии забоя (поверхности обнажения). Однако его математическая модель была одномерной и оказалась ошибочной, так как в двумерной постановке выдавала концентрические окружности вокруг скважины или полость в виде воронки в краевой части пласта и, следовательно, не объясняла грушевидную форму полости выброса узкой частью всегда направленной в выработку. На бытовом уровне широко известна головка слесарного зубила, на которую я обращал внимание Христиановича С.А. в 1999г., но не был услышан о том, что трещины растут не параллельно кромке, а от периметра к центру и ветвятся на трещины расслоения.

Предсказанная мною в 1982г. система самоорганизующихся трещин трудно поддается описанию словами без рисунков, на которые здесь нет места. С одной стороны это трещины перпендикулярные длинному забою (фронтальной стенке выработки). С другой стороны это трещины перпендикулярные длинной боковой стенке, которая в свою очередь перпендикулярна забою. То есть одновременно и перпендикулярно и параллельно линии забоя. Получается словоблудие, с которым я не могу справиться в рамках этих тезисов и отсылаю читателя к своим публикациям на сайте и непосредственно устному докладу, который я надеюсь, состоится и будет снят на видео. Представления, полученные на основе мысленных экспериментов с моделью из упругих кубиков (рис. 1), получили подтверждение в случайно найденном ною керне (рис. 2), который я показывал всем начиная с 2000г. Как выяснилось позже, еще до керна, через десять лет после моего предсказания, была обнаружена экспериментально непосредственно в шахте другими исследователями часть моей системы техногенных трещин в виде кольцевых зон разуплотнения вокруг горных выработок (рис. 3). Они назвали их «зональной дезинтеграцией», оформили и зарегистрировали в виде открытия. Судя по тому, что они не догадались о существовании трещин ортогональных их «зонам дезинтеграции», можно предположить, что они мои работы не читали. Из общего понятия о дендрите следует, что если есть ветви, то должен быть и ствол, т.е. вторая часть моей системы трещин. Открытие СССР номер 400 (Шемякин Е.И. и др., 1992г.), а так же многочисленные статьи и последующая монография широко известны специалистам горнякам, поэтому я не делаю ссылок, чтобы не увеличивать их индекс цитируемости (если я не использую, а критикую, то это не должно приносить авторам критикуемой работы «дивиденды»).

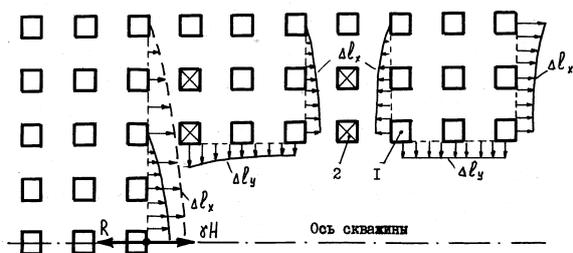


Рис. 1



Рис. 2

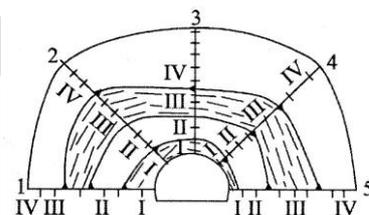


Рис. 3

Такие трещины, вероятно, могут возникать в любых материалах, как твердых, так и в пластических, а при очень больших скоростях нагружения или разгрузки даже в жидких и возможно в газообразных. Но наиболее изученными на сегодняшний день они являются в механике горных пород. При этом следует иметь в виду, что механика горных пород состоит из двух частей. Механизм трещинообразования на малых и больших глубинах порядка 500 метров и более - не один и тот же. Для малых глубин пригодны формулы из сопромата и все известные в материаловедении теории трещинообразования. Для больших глубин, на которых появляется так называемый «отжим пласта» и другие процессы саморазрушения лучше подходит феноменология междисциплинарных наук, таких как синергетика, теория фрактальных множеств и теория катастроф Рене Тома. В отличие от малых глубин, где техногенных трещин нет вообще или они могут зародиться, медленно раскрываться и подрастать, на больших глубинах они есть всегда, прорастают с известными околосвуковыми скоростями и дальнейшая устойчивость краевой части массива обусловлена механическим равновесием между разупрочненной ее частью и ненарушенной (непораженной) техногенными трещинами остальной частью горного массива.

Как известно из учебника обычные трещины бывают трех типов: отрыва, сдвига и среза. Рассматриваемые дендритоподобные техногенные трещины в краевой части горного массива можно назвать трещинами отрыва в большом приближении, так как растягивающие напряжения возникают при трех стороннем сжатии и отсутствии четвертой компоненты, роль которой играет свободная поверхность. Такие трещины в лаборатории получить можно, но сложно. Для этого нужно образец горной породы сначала объемно сжать, а затем небольшую часть поверхности мгновенно разгрузить. Упруго восстанавливаясь (расширяясь) горная порода взрывоподобно разрушается. В результате лабораторных испытаний такие трещины получаются, но увидеть их или показать кому-то проблематично. То же самое можно сказать и о натуральных шахтных условиях (образно говоря, тех, кто их видел, в основном, нет в живых). В зависимости от скорости снятия нагрузки возможны два режима трещинообразования: квазистационарный и режим с обострением. При последнем горная порода всегда разрушается взрывоподобно и это явление называется, если без газа то горным ударом, а если с газом, то выбросом угля породы и газа. Квазистационарный – это механическое равновесие описанное выше. Я предположил, что оба режима могут протекать под действием потока горного давления или другого вида механической энергии благодаря скачкообразному развороту дефектов всех масштабных уровней вдоль силовых линий поля и их слияния в микро и макротрещины.

Таким образом, для исследований предлагается новый тип трещин, которые имеют дендритоподобную форму и растут как деревья в лесу взаимодействуя между собой. Это обеспечивает всем трещинам и трещинкам этой системы уникальное свойство быть соединенными на всех масштабных уровнях и между ними, каждой с каждой и с первоначальной магистральной трещиной, имеющей выход на поверхность обнажения. При этом стволы (секущие трещины) имеют вид пластины или диска, а ветви (трещины расслоения) соответственно вид пластин или цилиндров, в зависимости от формы поверхности обнажения. Первые для узких и длинных (дендрит двумерный фрактал, толщина пласта равна нулю), вторые для квадратных и круглых (трехмерный фрактал).

***СЕКЦИЯ 2 - ФИЗИЧЕСКИЕ
ПРОЦЕССЫ С УЧАСТИЕМ
ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И
РАЗРУШЕНИЯ***

МЕХАНИЗМ ВОЛНООБРАЗОВАНИЯ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Батаев И.А., Батаев А.А., Мали В.И., Приходько Е.А., Степанова Н.В.

Россия, Новосибирский государственный технический университет, ivanbataev@ngs.ru

MECHANISM OF WAVE FORMATION IN THE PROCESS OF EXPLOSIVE WELDING OF METALS

Bataev I.A., Bataev A.A., Mali V.I., Prikhodko E.A., Stepanova N.V.

Abstract. The structure of thirteen layer laminate produced by explosive welding of thin carbon steel plates was investigated. TEM, SEM and optical microscopy revealed at least 3 zones with different structure in the interface between adjacent plates. The mechanism of wave formation based on hardening effects is proposed.

Сварка взрывом представляет собой технологический процесс, позволяющий с высоким качеством соединять различные металлические материалы, в том числе и разнородные. Для этого вида сварки характерны особенности, не проявляющиеся при реализации других способов соединения материалов. Одна из особенностей, в значительной степени определяющая свойства получаемых композиций, заключается в образовании сварных швов волнообразной формы. Несмотря на многолетнюю историю решения отмеченной проблемы до сих пор не сформировано единого, признанного большинством специалистов мнения о природе формирования волн. В то же время решение этой задачи имеет важное научное и прикладное значение.

Цель данной работы заключалась в изучении особенностей структурных преобразований, происходящих в деформируемых взрывом заготовках, и объяснении природы появления швов с характерной волнообразной формой. В качестве объектов исследования использовали тринадцатислойные композиции, полученные сваркой взрывом пластин толщиной 1 мм из стали 20.

Структурные исследования выполняли с применением методов оптической металлографии, а также растровой и просвечивающей электронной микроскопии.

В процессе сварки взрывом было сформировано 12 швов, параметры волн которых находятся в широком диапазоне значений. Несмотря на явные различия в геометрии швов для них характерно проявление общих закономерностей. Одна из наиболее важных заключается в том, что в процессе сварки взрывом в поперечном сечении формируется явно выраженная градиентная структура. Наблюдаемые в ней изменения являются непрерывными. Тем не менее, условно могут быть выделены две зоны, процессы структурных преобразований в которых существенно различаются. Одна из них может быть обозначена как интенсивно деформированная зона (рис. 1). При химическом травлении исследуемой низкоуглеродистой стали интенсивно деформированные зоны проявляются в виде темных полос. Эти зоны отличаются чрезвычайно сложным строением, неоднородностью структуры как вдоль поверхности сопряжения пластин, так и в поперечном направлении.

Из многих особенностей строения, характерных для интенсивно деформированных зон, в первую очередь можно выделить две. Одна из них заключается в формировании характерных вихрей, закономерно располагающихся вблизи гребней и впадин волн (рис. 1). На приведенной схеме вихревые зоны отмечены цифрой 1. Форму и общее строение вихрей можно отчетливо наблюдать с применением метода оптической металлографии. Вторая особенность проявляется лишь при использовании просвечивающей электронной микроскопии. С применением этого метода установлено, что в непосредственной близости от поверхности сопряжения стальных пластин, в области, отмеченной на рис. 1 цифрой 2, формируется субмикроструктурная структура. Размеры зерен и субзерен α -фазы в данной области возрастают при удалении от плоскости сопряжения пластин и составляют $\sim 100..400$ нм. Образование такого рода структуры обусловлено одновременным действием интенсивной пластической деформации и выделяющегося при этом тепла, приводящим к развитию процессов рекристаллизации и полигонизации. Ширина области 2 вдоль волны сварного шва неодинакова и измеряется десятками микрометров.

Для областей интенсивно деформированной зоны, обозначенных цифрой 3, характерна повышенная плотность дислокаций и двойников деформационного происхождения. Зерна феррита, находящиеся в этих областях, выглядят в виде расплюснутых микрообъемов. Чем ближе зерна располагаются к зоне сопряжения пластин, тем больше степень их обжатия.

Анализ процессов пластической деформации и структурных преобразований, имеющих место при сварке взрывом металлических заготовок, позволяет предложить следующий механизм волнообразования в зоне соединения пластин. В основе анализируемого явления лежат две особенности поведения динамически взаимодействующих заготовок. Одна из них заключается в различии степени обжатия деформируемого материала в слоях, находящихся на разной глубине. Вторая особенность обусловлена деформационным упрочнением соединяемых заготовок. Первая особенность физически проявляется в том, что зерна поверхностного слоя деформируемых пластин обжимаются и вытягиваются в направлении движения точки контакта взаимодействующих заготовок. Если бы все слои заготовок вели себя одинаково и вытягивались в продольном направлении на одну и ту же величину, то в этом случае имело бы место удлинение деформируемого объекта без проявления каких-либо геометрических особенностей в зоне формируемого сварного шва. Однако интенсивное пластическое обжатие поверхностных слоев взаимодействующих пластин фактически означает, что в зоне сварки появился «лишний» металл. Если не учитывать процесс образования кумулятивной пелены, приводящий к выбросу части металла из зоны соединения, имеется два варианта объяснения сохранения объема пластически деформированного поверхностного слоя. Один из них заключается в выдавливании металла в продольном направлении и формировании на торце соединения своеобразного «навеса» или «шляпки». Второй вариант объяснения сохранения сплошности и объема материала при сварке взрывом заключается в формировании вдоль всей поверхности сопряжения пластин множества складок, т.е. в образовании волн.

Роль процесса деформационного упрочнения материала в формировании волн может быть описана следующим образом. При локальном внедрении в нижнюю заготовку, лежащую на жестком основании, материала верхней заготовки на нижней пластине вблизи точки контакта формируется ямка (вмятина). Ее образование сопровождается деформационным упрочнением материала. В слоях, прилегающих ко дну вмятины, зерна металла деформируются, в них повышается плотность дислокаций, формируется дислокационная ячеистая структура. В результате этих процессов прочность материала нижней пластины в зоне вмятины возрастает.

Несжимаемость деформируемой пластины предполагает, что выдавленный из нее материал в объеме, равном объему образовавшейся вмятины, должен быть куда-либо оттеснен. Анализ состояния деформируемого материала вблизи дна образовавшейся на первом этапе вмятины свидетельствует о том, что выдавленный из нижней пластины материал может перемещаться вправо. Однако движение в этом направлении также ограничено развитием процесса деформационного упрочнения. Поэтому лишний материал оттесняется вверх. При этом формируется бугор, который, в свою очередь, внедряется в материал верхней пластины. В результате внедрения бугра, выдавленного из нижней пластины в верхнюю, в последней также формируется вмятина. В материале, находящемся вблизи ее дна, развиваются процессы деформационного упрочнения.

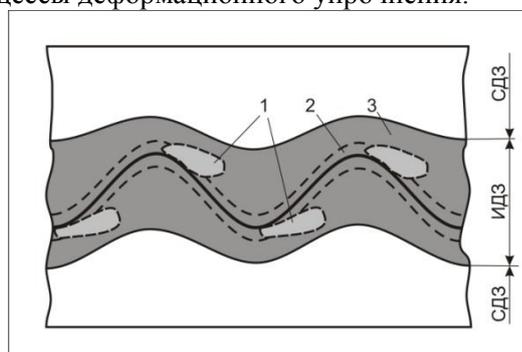


Рис. 1. Особенности строения интенсивно деформированных зон (ИДЗ): 1 - вихревые области со структурой мелкодисперсного мартенсита, 2 - область структурных преобразований, обусловленных пластической деформацией и температурным воздействием, 3 - материал, деформированный по механизмам двойникования и дислокационного скольжения. СДЗ - слабо деформированные зоны.

В результате формирования двух бугров (по одному в нижней и верхней пластинах) в зоне соединения образуется волна. Таким образом, если предположить, что сварка взрывом реализуется только в тех случаях, когда поверхностные слои динамически взаимодействующих заготовок пластически деформируются, следует сделать вывод о том, что образование сварных швов должно сопровождаться формированием волнообразных границ раздела или, по крайней мере, искривлением поверхностей сопряжения заготовок. В противном случае сложно объяснить, куда будут деваться приповерхностные объемы пластически деформированного (расплющенного) материала. При проведении данной работы был получен шов с минимальной кривизной границ раздела, позволяющей в определенной степени говорить об отсутствии явно выраженных волн. Его характерной особенностью является формирование вдоль всей границы сопряжения тонкой прослойки жидкого металла.

О РОЛИ УПРУГИХ КОЛЕБАНИЙ МИКРОЧАСТИЦ В РАЗРУШЕНИИ МЕТАЛЛОВ, ВОЗМОЖНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ

Гневко А.И., Соловов С.Н.

Россия, ФГБОУ ВПО Военная академия РВСН имени Петра Великого, a_gnevko@mail.ru,

TO THE ELASTIC MICROWAVE OSCILLATIONS INFLUENCE ON METAL FRACTURE. SOME POSSIBLE APPLICATIONS

Gnevko A.I., Solovov S.N.

Some main modes of metal destruction processes under the stretching tension influence in dependence of the surface condition and the metal structure features are considered. The determining role of combined tension concentration and the resonant for ion-atom of the metal frequencies hypersound waves generation in splits spreading is shown. The possibility to apply the analogy to consider some processes in metals and physical vacuum for explanation from the same position the essence of gravitation and some other natural phenomena is revealed.

Значимость понимания природы (механизма) разрушения определяется двумя основными причинами: технической необходимостью совершенствования качества металлоконструкций и научными целями более полного раскрытия связей с общими законами природы.

Актуальность технического направления подтверждается широко известными случаями аварий и катастроф, причинами которых, как правило, служило скрытое распространение трещин, которое, в настоящее время, является наименее изученным процессом разрушения. Другие процессы, приводящие к разрушению, либо также заканчиваются распространением трещин, либо требуют для разрушения большего времени, чем развитие трещин, и поэтому менее опасны.

Анализ совокупности наблюдаемых эффектов позволяет предложить следующую модель механизма разрушения металлов под действием растягивающих напряжений, основанную на синергетическом подходе, рассматривающую деформированное твердое тело как открытую неравновесную (активную) систему, а процесс пластической деформации и растрескивания – как диссипативный процесс уменьшения телом с течением времени запаса упругой энергии [1].

1. Основной причиной разрушения является последовательные разрыв и восстановление связей с перемещением атомов, при которых снижается энергия упругих деформаций тела. Требуемая для перемещений энергия активации обеспечивается упругими волнами, которые распространяются в металле и отвечают собственным (резонансным) частотам колебаний ион-атомов. Связи между ион-атомами в районе дефектов структуры возбуждены (растянуты) и менее жестки. Поэтому их собственные частоты колебаний меньше, чем средние частоты тепловых колебаний в совершенной кристаллической решетке. Диапазон частот при растянутых металлических связях $10^8 - 10^{12}$ Гц, т.е. относится к области гиперзвуковых.

2. Необходимыми условиями разрушения твердых тел являются определенный уровень всесторонних (гидростатических) растягивающих напряжений и запас энергии упругих деформаций металла, обеспечивающий распространение процессов деградации структуры на значительные расстояния. Обеспечить необходимый уровень гидростатических напряжений может концентрация напряжений, которая достигается, если в теле подавлены все аккомодационные повороты, приводящие к значительным пластическим деформациям [2].

3. Достаточные условия разрушения металла обеспечиваются тогда, когда интенсивность упругих гиперзвуковых волн I , избирательно поглощаемых ион-атомами в зоне разрушаемых участков тела, превышает некоторый пороговый уровень $I_{кр}$. Ускоренные перемещения ион-атомов металла, сопровождающие разрыв и установление связей между ними, вызывают поглощение и генерацию гиперзвуковых волн. При достаточно высоком запасе упругой энергии в теле движущийся дефект генерирует больше квантов энергии, чем их поглощает. Наблюдается усиление упругих волн, причем частота соответствует собственным частотам колебаний перемещающихся микрочастиц. В таком случае активный (перемещающийся) дефект возбуждает ион-атомы у соседних дефектов, и процесс перемещений дефектов становится лавинообразным. Процесс напоминает усиление электромагнитных волн в оптических квантовых генераторах.

Представления о возможности резонансного усилении гиперзвуковых волн при деформациях металлических материалов являются главной отличительной стороной предлагаемой модели разрушения.

4. В связи с резонансной природой поглощения и усиления гиперзвука пластические деформации и распространение трещин в металлах носят прерывистый, скачкообразный характер [3].

Предлагаемая модель позволяет объяснить природу основных проявлений разрушения: хрупкого, пластичного, смешанного, в том числе таких опасных типов разрушения, как замедленное разрушение, коррозионное растрескивание, усталостное разрушение, а также такие явления как жидкометаллическое охрупчивание, водородная хрупкость и ряд других.

Понимание природы разрушения позволяет более обоснованно выбирать пути своевременного его обнаружения и предупреждения. Так представляется возможным выбрать достаточно эффективный комплекс современных методов разрушающего [4] и неразрушающего контроля [5], позволяющий более надежно обеспечить безопасность эксплуатации металлоконструкций.

Представления о природе разрушения металлов могут быть в значительной мере применены к другим группам конструкционных материалов. Вместе с тем, к гораздо более значимым, неожиданным, общенаучным результатам может привести попытка применения модели разрушения металлов для моделирования гравитации и некоторых явлений с нераскрытой природой. Новая модель имеет целью дать объединенное представление классической механики, релятивизма, квантования на основе аналогий в поведении вязкоупругого металла и физического вакуума.

В известных твердотельных моделях физического вакуума [6] микрочастицы вещества и антивещества представляются точечными дефектами структуры вакуума и их объединений, аналогичных дефектам в металле. Главное положение, отличающее предлагаемую новую модель от подобных, – физический вакуум сжат со всех сторон до наступления микропластических деформаций. Запас упругой энергии сжатия достаточно велик для того, чтобы продольная волна в вакууме, проходя через вещество, усиливалась подобно усилению электромагнитной волны в лазере. Соответственно, исходя из аналогий с поведением металлов при разрушении, может быть объяснена природа основных понятий в классической механике, термодинамике, теории относительности.

Существенное предположение о том, что в вакууме продольные волны, проходя через вещество, инициируют движение микрочастиц и усиливаются, приводит к некоторым новым следствиям.

Первым новым следствием является возможность большего (в сравнении с законом Ньютона) приращения гравитационных сил при значительном увеличении масс и их упорядочивании.

Вторым следствием является ускоренное движение тел по инерции.

Третьим следствием является «сверхсветовое взаимодействие» (гравитационное) объектов Вселенной посредством обмена продольными волнами. Порядок значения скорости продольных (гравитационных) волн C_T согласуется с найденным на основе других подходов $>10^{17}$ м/с [6].

Четвёртым следствием обобщающей модели служит возможность управления действием сил, связанных с собственным (резонансным) излучением веществом продольных волн.

Предлагаемая модель допускает экспериментальную проверку без непомерных затрат времени и средств. Выводы новой модели согласуются с выводами классической и квантовой механики, теории относительности в тех границах, где они прошли экспериментальную проверку. Отличия обнаруживаются только за пределами проверенных границ (большие массы, длительное время, гигантские пространства). Вместе с тем, необходимы и дальнейшие проверки, и критическое обсуждение модели. Следует отметить, что в тезисах представлена только малая часть модели без развернутых пояснений. С более полным изложением можно ознакомиться в отдельном издании [7].

Список литературы

1. Гневко А. И. Синергетическая модель замедленного разрушения твердых тел // Изв. РАН. Металлы. 1992. №2. С. 21-28.
2. Панин В.Е., Гриняев Ю.В., Данилов В.И. и др. Структурный уровень деформации и разрушения. Новосибирск: Наука. Сиб. отд-ние, 1990.
3. Бовенко В.Н. Закономерности автоакустической эмиссии при деформировании металлических кристаллов // Изв. АН СССР. Металлы. 1984. №1. С. 129.
4. ГОСТ 9.903 – 81, ГОСТ 25.506 – 85.
5. ПБ 03-593-03. Правила организации и проведения акустико-эмиссионного контроля сосудов, аппаратов, котлов и технологических трубопроводов.
6. Дубровский В.А. Упругая модель физического вакуума // Доклады АН СССР, 1985. т.282. №1.
7. Гневко А.И. О моделировании гравитации и некоторых явлений с нераскрытой природой. Возможности объединенного представления классической механики, релятивизма, квантования на основе аналогий в поведении физического вакуума и вязкоупругого твердого тела. М.: Изд-во «Компания Спутник», 2007. 76 с.

ИЗМЕНЕНИЕ МОДУЛЯ ЮНГА И КОЭФФИЦИЕНТА ПУАССОНА КУБИЧЕСКИХ КРИСТАЛЛОВ

Гольдштейн Р.В., Городцов В.А., Лисовенко Д.С.

*Россия, Учреждение Российской академии наук
Институт проблем механики им. А.Ю. Иилинского РАН, lisovenk@ipmnet.ru*

CHANGE OF YOUNG'S MODULUS AND POISSON'S RATIO OF CUBIC CRYSTALS

Goldstein R.V., Gorodtsov V.A., Lisovenko D.S.

We analyze uniaxial deformation of cubic crystals. Expressions are given for the maximum and minimum values of Young's modulus. We identified more hundred cubic crystals with negative Poisson's ratio. Behavior of one-parametrical change of a kind of surfaces in space of angles of orientation of the crystals separating areas with negative and positive values of Poisson's ratios, has been investigated.

Линейная упругость изотропных материалов полностью определяется двумя постоянными коэффициентами, например, модулем Юнга и коэффициентом Пуассона. При этом модуль Юнга E должен быть положительным, а коэффициент Пуассона ν может меняться в пределах $-1 \leq \nu \leq 1/2$. В случае анизотропных веществ количество определяющих упругих модулей возрастает. Модуль Юнга остается положительным, а коэффициент Пуассона зависит по величине и знаку от ориентации растягиваемого образца.

В работе проанализирована одноосная деформация кубических кристаллов. Анализ проведен на основе обширного материала по экспериментальным значениям упругих постоянных различных кристаллов, приведенного в энциклопедическом справочнике Landolt-Börnstein [1]. Особое внимание уделено кристаллам с отрицательными значениями коэффициентов Пуассона, именуемым в литературе ауксетиками [2-4].

Упругость кубических кристаллов можно характеризовать тремя матричными коэффициентами податливости s_{11} , s_{12} , s_{44} , и при описании ориентации растягиваемого кристаллического стержня в кристаллографической системе координат тремя углами Эйлера φ , θ , ψ для модуля Юнга \mathring{A} и коэффициента Пуассона ν имеем

$$\frac{1}{E} = s_{11} - \frac{\Delta}{2} M(\varphi, \theta), \quad \frac{\nu}{E} = -\frac{\Delta}{2} [N(\varphi, \theta, \psi) - \Pi], \quad (1)$$

$$\Delta = s_{11} - s_{12} - s_{44} / 2, \quad \Pi \equiv -\frac{2s_{12}}{\Delta},$$

$$N(\varphi, \theta, \psi) \equiv \left\{ 3 \cos^2 \theta \cos^2 \psi + (\cos \theta \cos 2\varphi \cos \psi - \sin 2\varphi \sin \psi)^2 \right\} \sin^2 \theta,$$

$$M(\varphi, \theta) \equiv \sin^2 2\theta + \sin^4 \theta \sin^2 2\varphi, \quad 0 \leq N(\varphi, \theta, \psi) \leq 1, \quad 0 \leq M(\varphi, \theta) \leq 4/3.$$

Для модуля Юнга получаются следующие экстремальные значения

$$E_1 = \frac{1}{s_{11}}, \quad E_2 = \frac{1}{s_{11} - \Delta/2}, \quad E_3 = \frac{1}{s_{11} - 2\Delta/3}. \quad (2)$$

Какая экстремальная величина модуля Юнга является максимальной (или минимальной) зависит от знака и величины коэффициента анизотропии Δ . Экспериментальные данные [1] подтверждают существование двух достаточно обширных подклассов кубических кристаллов с $\Delta > 0$ и $\Delta < 0$.

Для подкласса кубических кристаллов с $\Delta > 0$ из соотношений (2) следуют неравенства

$$E_3 > E_2 > E_1.$$

Для подкласса кубических кристаллов с $\Delta < 0$ из соотношений (2) следуют противоположные неравенства

$$E_1 > E_2 > E_3.$$

Здесь экстремальное значение E_2 соответствует направлению [111].

Ранее в работах [2-4] было выявлено много ауксетиков среди кубических кристаллов. Большинство кубических ауксетиков при одних углах ориентации образцов имеют отрицательный коэффициент Пуассона и положительный коэффициент Пуассона при других. Уравнение поверхности $\nu(\varphi, \theta, \psi) = 0$, разделяющей области с противоположными знаками коэффициента Пуассона, приводится к виду

$$N(\varphi, \theta, \psi) = \Pi \equiv -\frac{2s_{12}}{\Delta}.$$

Это условие соответствует обращению в нуль числителя в формуле (1). В такое соотношение входит лишь один безразмерный параметр Π , скомбинированный из трех коэффициентов податливости, и оно разрешимо только при $0 \leq \Pi \leq 1$. Неотрицательность этого параметра указывает на противоположность знаков размерных упругих характеристик s_{12} и Δ .

Анализ экспериментальных данных [1] позволил выявить более трех сотен кубических ауксетиков. Найдено, что разделительная поверхность $\nu(\varphi, \theta, \psi) = 0$ имеет довольно сложную топологическую структуру (см. Рис.1), изменяющуюся при изменении величины параметра Π . При относительно больших Π такая поверхность распадается на некоторую совокупность замкнутых поверхностей, окружающих малые объемы с ауксетическим поведением для материалов с отрицательным коэффициентом податливости s_{12} . Для материалов с $s_{12} > 0$ эти малые объемы будут неауксетичными. С убыванием Π такие объемы растут. При критическом значении $\Pi_{\bar{n}} \approx 0.75$ исчезают замкнутые поверхности, и образуется пара «открытых» поверхностей, охватывающих при дальнейшем уменьшении Π все большие объемы. Ауксетичность кубических кристаллов хорошо иллюстрируется примерами $Mn_{85.3}Ni_{8.8}C_{5.9}$ ($s_{12} < 0$ и $\Pi = 0.664$) и $TmSe$ ($s_{12} > 0$ и $\Pi = 0.620$). Отрицательный коэффициент Пуассона был обнаружен для таких широко известных материалов как медь Cu , кальций Ca , калий K , литий Li , натрий Na , свинец Pb . Обнаружены также два абсолютных ауксетика (кристаллы $Sm_{0.75}Y_{0.25}S$ с $\Pi = 2.25$ и Va с $\Pi = -0.176$), имеющие отрицательный коэффициент Пуассона при любых ориентациях кристалла.

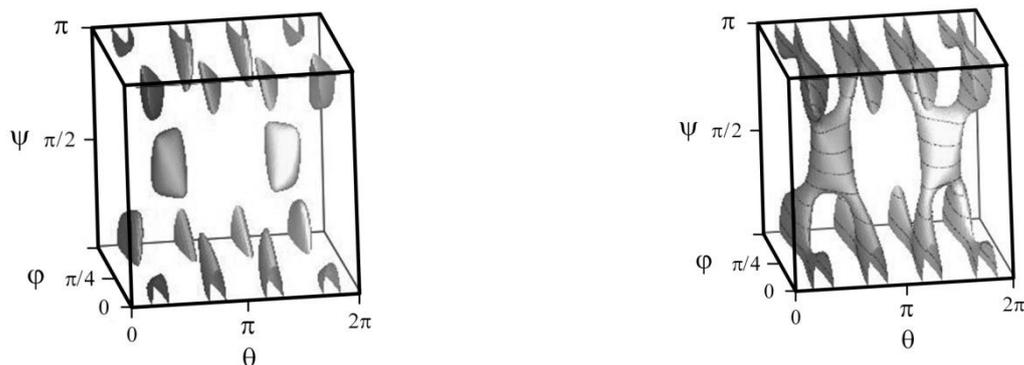


Рис.1. Изменение вида поверхности $v(\varphi, \theta, \psi) = 0$ при изменении параметра Π ($\Pi = 0.8$; $\Pi = 0.7$)

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных исследований Президиума РАН №23.

1. Landolt-Börnstein – Group III: Crystal and Solid State Physics. Vol.29a. Second and Higher Order Constants. Berlin: Springer, 1992. 743p.
2. Гольдштейн Р.В., Городцов В.А., Лисовенко Д.С. Об отрицательности коэффициента Пуассона для анизотропных материалов. ДАН, 2009 г., Т.429, №5, С.614-616.
3. Гольдштейн Р.В., Городцов В.А., Лисовенко Д.С. Ауксетическая механика кристаллических материалов. Известия РАН. МГТ, 2010 г., № 4, С.43-62.
4. Гольдштейн Р.В., Городцов В.А., Лисовенко Д.С. Кубические ауксетики. ДАН, 2011 г. В печати

СТРУКТУРА И РАЗРУШЕНИЕ МЕЖФАЗНЫХ ГРАНИЦ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКОЕ ВКЛЮЧЕНИЕ-МАТРИЦА СТАЛИ

Губенко С.И.

Украина, Национальная металлургическая академия Украины, sgubenko@email.dp.ua

STRUCTURE AND FRACTURE OF INTERPHASE BOUNDARIES NON-METALLIC INCLUSION – STEEL MATRIX

Gubenko S.I.

Resume. Peculiarities of structure of interphase boundaries non-metallic inclusion-steel matrix were investigated. The influence of these structure on the behaviour of interphase boundaries under plastic deformation was researched.

Границы включение-матрица играют важную роль при протекании структурных и фазовых превращений в стали. В процессе различных деформационно-тепловых обработок происходит трансформация этих границ, характер которой определяется многими факторами (тип включения, состав матрицы, условия воздействия и т.д). В работе [1] установлено, что структура границ включение-матрица зависит от параметра несоответствия кристаллических решеток включения и матрицы и может содержать межфазные дислокации, ступеньки (фасетки), двумерные дефекты упаковки. Развитие основ инженерии границ включение-матрица требует детального изучения их строения и поведения. Целью работы было изучение влияния строения границ включение-матрица на их разрушение при нагружении.

Структуру межфазных границ включение-матрица изучали в сталях 08Ю, 60Г, 08кп, 08Т, 08Х18Н10Т в литом состоянии и после горячей деформации на микроскопах «Tesla» и ЭМВ-100Б, а также на 400 квт-ном JEOL 4000EX электронном микроскопе.

При исследовании структуры границ включение-матрица в литом состоянии, а также после различных обработок обнаружены разные межфазные дефекты, которые можно разделить на структурные и химические. Структурные дефекты представляют собой фасетки-ступеньки, межфазные дислокации, внесенные решеточные дислокации, субмикropоры. Ступеньки или фасетки наблюдаются в границе включение-матрица, если ее плоскость не совпадает с кристаллографической плоскостью с низкими индексами у включения и стальной матрицы. Высота ступеньки меняется между атомными уровнями, создавая «шероховатости» при сопряжении, которые должны увеличивать сопротивление разрушению границы включение-матрица. Дислокации наблюдали на самой границе включение-матрица или около нее. Изначально появление межфазных дислокаций связано со сдвиговой релаксацией, происходящей при формировании границы включение-матрица. В процессе высокоэнергетических обработок межфазные дислокации могут генерироваться в изучаемых границах. Кроме того, в межфазных границах находятся внесенные решеточные дислокации, которые попадают туда при деформации. Плоские дефекты упаковки на границах включение-матрица являются результатом расщепления межфазных дислокаций, что может происходить при диффузионном или сдвиговом сопряжении решеток включения и матрицы.

К химическим дефектам следует отнести сегрегации, градиент концентрации компонентов во включении и матрице, приводящий к химическим реакциям, граничные фазы – продукты этих реакций. Химические дефекты на границе включение-матрица имеют место благодаря скачку концентраций компонентов, входящих в состав включения и стальной матрицы. Эти дефекты могут быть вызваны любой причиной – сегрегацией, диффузией (объемной во включении и матрице, в том числе восходящей; граничной – как продольной, так и поперечной; «трубчатой» вдоль решеточных или межфазных дислокаций), реакциями между компонентами и образованием граничных фаз. Тип дефекта зависит от контактирующей пары включение-матрица и вида обработки. Сегрегации часто наблюдаются на границах включение-матрица, хотя их часто сложно выделить и обычно их «присоединяют» к включениям. Реакции между компонентами включения и матрицы могут иметь место на границе раздела при диссоциации либо растворении включения при стремлении достижения на границе равновесной концентрации элементов. Характер концентрационной кривой на границе включение-матрица зависит от вида обработки. При всех исследованных обработках наблюдали насыщение матрицы элементами включения при его растворении, плавлении, диссоциации. Характер и структура зоны насыщения определяется режимом воздействия, когда развиваются такие процессы, как диффузия, скоростной массоперенос, пластические сдвиги. В таких же условиях происходит насыщение поверхностного слоя включения элементами матрицы. Контактное взаимодействие между включением и матрицей в процессе высокоэнергетических воздействий приводит к образованию композитных зон разного типа, окружающих включения.

Анализ результатов исследования структуры границ включение-матрица дает возможность разделить эти границы на несколько видов: специальные, содержащие немного дислокаций, вицинальные со ступеньками и общего типа, содержащие множество дислокаций и дефекты упаковки. Кроме того, границы включение-матрица можно разделить, по аналогии с зерненными границами, на малоугловые, среднеугловые и большеугловые. Были рассчитаны углы разориентировки Θ для разных границ. Эти результаты являются примерами получения различных углов разориентировки Θ , хотя их недостаточно для проведения строгой классификации границ включение-матрица по этому показателю. В отличие от зеренных границ, при такой классификации величины углов Θ для границ включение-матрица должны быть иными. Не стремящаяся к нулю величина Θ добавляет границам включение-матрица крутящую (поворотную) компоненту, т.е. наличие винтовых межфазных дислокаций и дисклинаций вдобавок к наклонной компоненте, связанной с краевыми межфазными дислокациями.

Декогезия (или разрушение) границы включение-матрица на две свободные поверхности может быть рассмотрена как обратимая трансформация межфазных дислокаций несоответствия в поверхностные ступеньки. И межфазные дислокации, и поверхностные ступеньки связаны с сильно искаженными зонами решеток включения и матрицы, которые окружены полями упругих напряжений. Поэтому декогезия границы включение-матрица включает в себя трансформацию внутренних зон межфазных дислокаций во внутренние зоны поверхностных ступенек, т.е.

преобразование полей упругих напряжений вблизи межфазных дислокаций в окружающие поверхностные ступеньки поля напряжений с намного меньшим радиусом действия. Следует отметить, что такие рассуждения справедливы для упругих явлений, сопровождающих это преобразование. Пластические явления также несомненно имеют место и значительно усложняют процесс трансформации межфазных дислокаций в поверхностные ступеньки.

Результаты расчетов возможных сопряжений на границах включение-матрица [1] показали особую роль плотнейших плоскостей решеток фаз – включений и матрицы - в формировании сопряжения на границе включение-матрица. Поэтому следует предположить важную роль этих плотноупакованных плоскостей, обуславливающих более низкую энергию границ включение-матрица, в работе адгезии. Однако этот фактор не является единственным, и наряду с ним важную роль играют процессы взаимодействия межфазных дефектов. Работа адгезии может быть разложена на составляющую разрыва связей (совпадающую с внутренними областями ступенек и межфазных дислокаций) и упругую энергию взаимодействия между этими дефектами. Разнообразие процессов, происходящих на границах включение-матрица стали и позволяющих влиять на структуру и поведение этих границ, привело к необходимости определить работу адгезии. Используя данные по определению величин γ_m и Θ для разных систем, были рассчитаны значения работы адгезии для включений, склонных и не склонных к образованию полостей.

Энергия разрушения поверхности раздела между несходными материалами Γ_i может быть определена при механических испытаниях. Для изучаемой системы включение-матрица необходимо было прибегнуть к модельной системе, хотя влияние масштабного фактора будет, по-видимому, несколько изменять результат. Для модельной системы Al_2O_3 -железо получили значение сопротивления разрушению границы раздела $\Gamma_i = 42 \text{ Дж/м}^2$, что значительно выше, чем работа адгезии и близко к оцененной количественно энергии разрушения. Сопротивление разрушению монокристалла сапфира Al_2O_3 было выше ($\sim 75 \text{ Дж/м}^2$). Такое различие свидетельствует о рассеянии (диссипации) энергии, сопровождающей распространение межфазной трещины, что может быть связано с деформацией пластичного слоя (железа); тогда этот процесс можно назвать пластической релаксацией в железе, что имеет место и в системе включение-матрица стали.

Литература.

Губенко С.И., Парусов В.В., Деревянченко И.В. Неметаллические включения в стали. – Днепропетровск: АРТ-ПРЕСС, 2005. – 536с.

МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ ИЗУЧЕНИЕ ОТКЛИКА ПОЛИКРИСТАЛЛОВ В УСЛОВИЯХ СДВИГОВОГО ДИНАМИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ

Дмитриев А.И., Никонов А.Ю., Псахье С.Г.

Россия, Томск, Учреждение Российской академии наук Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, dmitr@ispms.tsc.ru

MOLECULAR-DYNAMICS STUDY OF RESPONSE OF POLYCRYSTALS UNDER DYNAMICAL SHEAR LOADING

Nikonov A.Y., Dmitriev A.I., Psakhie S.G.

The aim of the work is to study the behavior of high angle grain boundary under shear loading on the basis of computer modeling. Calculations were performed using the method of molecular dynamics. As an object of study a copper polycrystal, consisting of two grains was selected. Various inclined symmetric borders were modeled, including the following types: $\Sigma=5$ (210)[001], $\Sigma=9$ ($\bar{1}\bar{2}$)[011] and $\Sigma=11$ ($3\bar{1}$ 1)[011]. According to the results the behavior of grain boundaries under such loading depends on the type of boundary and direction of the applied load. The behavior of grain boundaries can have a significant impact on changing the microstructure of the material and, as a result, its properties and features of behavior.

Наличие различных дефектов структуры (включения, границы зерен, скопление дислокаций и др.) является определяющим фактором, препятствующим движению дислокаций при пластическом течении материала. При этом исследования, проведенные в работе [1], показали, что положение дефектов структуры, типа границ зерен, в свою очередь зависит от приложенного внешнего воздействия и может меняться, например, в условиях высокоскоростного сдвигового нагружения. Изменение положения границы приводит к росту одного из зерен за счет соседнего окружения и, тем самым, происходит перераспределение конфигурации дефектов структуры и изменение пластических свойств нагружаемого материала. Этим объясняется большое число как экспериментальных, так и теоретических работ [2, 3], посвященных поведению границы зерна в условиях приложенного напряжения. В последнее время с ростом производительности вычислительной техники этот вопрос все чаще изучается с использованием методов компьютерного моделирования. Такие исследования позволяют детально проанализировать различные аспекты исследуемой проблемы и изучить механизмы структурного преобразования кристаллической решетки в динамике. Изучение особенностей отклика поликристалла с дефектом структуры типа границ зерен в условиях сдвигового нагружения и являлось целью настоящей работы.

Исследования проводились с использованием метода компьютерного моделирования атомного уровня – метода молекулярной динамики. Для расчетов использовался программный пакет LAMMPS, разработанный в национальной лаборатории Sandia Министерства энергетики США, и позволяющий эффективно использовать возможность распараллеливания вычислений. В качестве объекта исследования был выбран поликристалл меди, состоящий из двух зерен и содержащий плоский дефект типа большеугловой границы зерна. Нагружение задавалось путем присвоения краевым атомам, внешним по отношению к границе зерна, постоянных скоростей. Толщина нагружаемых слоев для каждого из зерен соответствовала параметру атомной решетки. Вдоль плоскости границы зерна моделировались периодические граничные условия. Расстояние между нагружаемыми слоями и границей зерна составляла более 50 параметров решетки. Монокристалл был ориентирован так, чтобы оси координат были направлены вдоль кристаллографических направлений, определяющих тип границы. Минимум энергии достигался за счет жесткого сдвига одного зерна относительно другого в плоскости границы и последующего сдвига в перпендикулярном направлении. Моделировались различные границы специального типа, а именно: $\Sigma=5$ (210)[001] (рис. 1а), $\Sigma=9$ ($\bar{1}\bar{2}2$)[011] (рис.1б) и $\Sigma=11$ ($3\bar{1}1$)[011] (рис.1в). Межатомное взаимодействие описывалось в рамках метода погруженного атома [4]. Его эффективность для расчёта свойств материала и дефектов продемонстрирована в ряде работ [5].

В работе проведено моделирование поведения границы зерен в условиях сдвигового нагружения с различной скоростью. Атомы нагружаемого слоя двигались параллельно плоскости моделируемого дефекта структуры, а в перпендикулярном направлении – смещения обнулялись. Таким образом, моделировался чистый сдвиг. Величина скорости в различных задачах варьировалась в диапазоне от 5 до 50 м/с. Согласно полученным результатам поведение границы зерна, подвергнутой такого рода внешнему воздействию, существенно зависит от типа границы и направления приложенного нагружения. При ориентации внешнего сдвигового нагружения вдоль оси X (рис. 1) границы зерен типа $\Sigma=5$ и $\Sigma=11$ начинают перемещаться в направлении, перпендикулярном приложенным скоростям (в нашем случае вдоль оси Z), приводя тем самым к росту одного из зерен поликристалла. В случае моделирования поведения границы зерна типа $\Sigma=9$ такого перемещения не наблюдается.

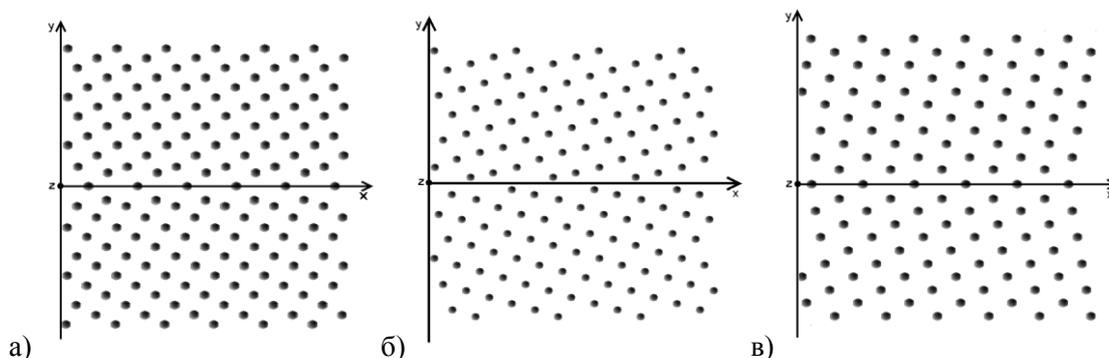


Рис. 1 Атомная структура образца вблизи границы зерен разных типов.

В ходе исследований было обнаружено, что для обоих типов границ ($\Sigma=5$ и $\Sigma=11$) при увеличении скорости атомов нагружаемого слоя граница зерен смещается на большее расстояние за тот же промежуток времени. Это означает увеличение средней скорости движения границы зерна. Получено, что для границы типа $\Sigma=5$ средняя скорость движения границы зерна пропорциональна скорости нагрузки с коэффициентом $k=4,59$. Анализ поведения границы зерен типа $\Sigma=11$ показал, что наблюдается высокоскоростное движение границы зерна. При этом величина скорости перемещения границы слабо зависит от скорости (V) нагружаемого слоя и меняется в диапазоне от 415 м/с при $V=5$ м/с до 510 при $V=50$ м/с. Характер поведения границы зерен типа $\Sigma=9$, существенно отличается от двух типов, рассмотренных ранее. Под действием внешнего приложенного нагружения перемещения границы типа $\Sigma=9$ не наблюдается. Происходит локальная перестройка атомов.

В работе показано также, что изменение направления сдвиговой деформации приводит к перемещению граница зерен в противоположном направлении, что соответствует росту другого зерна. Задание направления сдвиговой деформации вдоль оси Y для всех рассмотренных типов границ не приводит к изменению положения границы зерна.

Результаты, полученные в настоящей работе, могут быть использованы для понимания особенностей развития пластической деформации в поликристаллах в условиях динамического нагружения. Обнаруженное поведение границ зерен может оказывать существенное влияние на изменение микроструктуры материала и, как результат, на его свойства и особенности поведения.

Литература.

1. Псахье С.Г., Зольников К.П. // ПЖТФ 1997. Т.23, вып.14 С. 44–48.
2. Поздняков В.А., Глезер А.М. // ФТТ, 2005. Т.47, вып.5. С.793–800.
3. Гуткин М.Ю., Микаелян К.Н., Овидько И.А. // ФТТ, 2008, Т.50, вып.7, с. 1216–1229.
4. Suzuki A., Mishin Y. // Interface Sci, 2003. V. 11, № 1. P. 131–148.
5. Foiles S.M., Baskes M.I., Daw M.S. // Phys. Rev. B, 1986. V. 33, № 2, P. 7983–7991.

НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ В ЗОНЕ СТРУЖКООБРАЗОВАНИЯ ПРИ ЧИСТОВОМ ТОЧЕНИИ ЗАКАЛЕННЫХ СТАЛЕЙ

Клименко С.А., Манохин А.С., Мельничук Ю.А., Копейкина М.Ю.

Украина, Институт сверхтвердых материалов им. В.Н. Бакуля НАН Украины, atmu@ism.kiev.ua

STRESS-DEFORMED STATE IN THE CUTTING ZONE IN FINISH TURNING OF HARDENED STEELS

Klimenko S.A., Manokhin A.S., Mel'niichuk Yu.A., Kopeikina M.Yu.

V. Bakul Institute for Superhard Materials of the National Academy of Sciences of Ukraine, atmu@ism.kiev.ua

Finite element modelling of stress-deformed state in cutting zone has been made during hard turning using cutting tools equipped with PCBN cutting inserts. It has been considered peculiarities of stress-deformed state in cutting zone when tools with flat and cylindrical rake face are used.

Моделирование процесса резания методом конечных элементов является актуальным направлением современных научных исследований в области металлообработки. Подход позволяет изучать основные закономерности формирования стружки, износа режущего инструмента, изменения состояния поверхностного слоя изделия.

Целью настоящей работы являлось исследование напряженно-деформированного состояния в зоне стружкообразования при чистовом точении стали ШХ15 (62 HRC) инструментом с плоской (стандартный инструмент) и цилиндрической (опытный инструмент) передними поверхностями.

Важнейшими исходными параметрами для моделирования являются данные о механических свойствах обрабатываемого материала, которые описываются определяющим уравнением и уравнением

состояния. В качестве определяющего уравнения, отражающего свойства деформируемого тела сопротивляться деформации, получила распространение модель Джонсона-Кука:

$$\sigma = (A + B\varepsilon^n) \cdot [1 + C \ln(\dot{\xi}/\dot{\xi}_0)] \cdot \{1 - [(T - T_r)/(T_m - T_r)]^m\} \quad (1)$$

где σ – текущая величина предела прочности; ε – величина интенсивности пластических деформаций; $\dot{\xi}$ – интенсивность скорости пластических деформаций; $\dot{\xi}_0 = 1 \text{ с}^{-1}$; T , T_m , T_r – температура материала текущая, плавления и начальная соответственно; A , B , n , m – эмпирические коэффициенты.

Коэффициенты в приведенном уравнении примем по [1] для стали AISI 52100 (62 HRC), которая по химическому составу соответствует стали ШХ15.

В качестве условия разрушения при резании используем критерий накопленных пластических деформаций в форме Колмогорова и Джонсона-Кука:

$$D = \Sigma (\Delta\varepsilon/\Delta\varepsilon_f) \geq 1 \quad (2)$$

где $\varepsilon_f = [D_1 + D_2 \cdot \exp(D_3 \sigma)](1 + D_4 \ln \dot{\varepsilon})(1 + D_5 T)$; $D_1 \dots D_5$ – эмпирические коэффициенты.

В тех элементах, где выполняется условие (2), тензор напряжений Коши равняется нулю и они удаляются из сетки. Коэффициенты для выражения, определяющего критерий разрушения, получаем с использованием тестов на растяжение-сжатие либо по литературным данным.

Чтобы оценить влияние формы передней поверхности резца на напряжения в зоне стружкообразования решалась задача в 3D постановке. Рассматривался процесс резания острым инструментом с радиусом округления режущей кромки $\rho = 0$.

Геометрические размеры моделируемых тел выбирались пропорционально толщине среза. Конечно-элементная дискретизация инструмента выполнялась объемными 4-х узловыми элементами (тип 16 в LS-DYNA), а заготовки – призматическими восьми узловыми объемными элементами (тип 1 в LS-DYNA). Граничные условия состояли в жестком закреплении опорной поверхности заготовки и перемещении абсолютно-жесткого инструмента вдоль оси X заготовки с постоянной скоростью $v = 2$ мм/мс, глубина резания (толщина среза) $t = 0,16$ мм. Решалась только механическая задача без учета теплопроводности, при этом определялась адиабатическая температура в элементах заготовки.

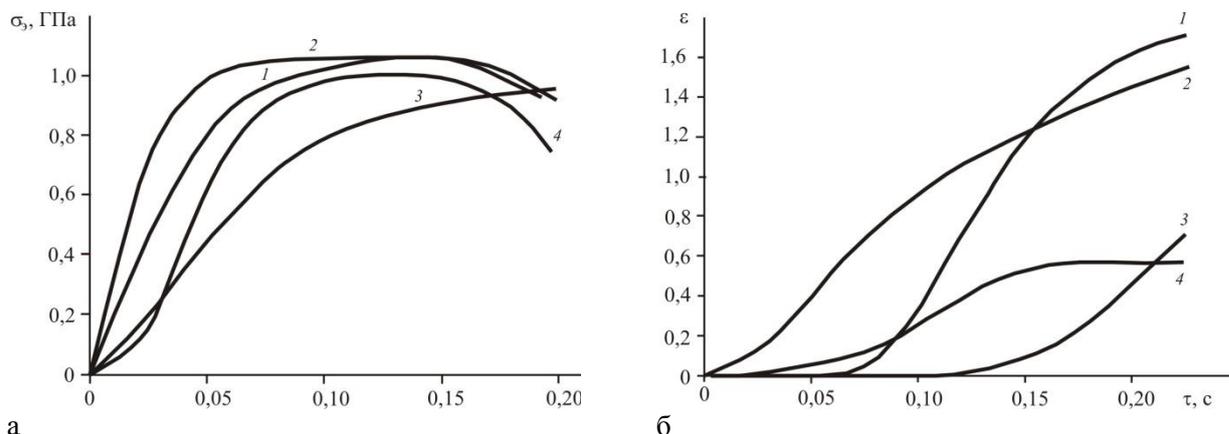
Анализ распределения эквивалентных напряжений в зоне стружкообразования показывает, что цилиндрическая форма передней поверхности обуславливает наличие бокового течения деформируемого материала и смещение стружки вдоль режущей кромки инструмента в направлении увеличения угла наклона режущей кромки λ . Для резца с цилиндрической передней поверхностью ширина зоны сдвига (зона, в которой эквивалентные напряжения достигают предела текучести) в направлении вектора скорости резания существенно увеличивается от точки входа инструмента и заготовки в контакт в направлении точки выхода, что обусловлено перемещением деформируемого материала в этом направлении.

Уровень напряжений в зоне сдвига для обоих резцов находится в пределах 0,92–1,15 ГПа. Оценивать усадку стружки по ее толщине в данном случае не целесообразно, так как при достижении физического критерия разрушения элементы заготовки со стороны, прилегающей к инструменту, удаляются. Поэтому данный показатель оценивался по соотношению длин недеформированного материала и стружки – продольной усадке. Для стандартного резца продольная усадка стружки составляет $\zeta = 1,85$ в условиях плоско-деформированного состояния, близкого к тому, какое возникает при обработке резанием при большом соотношении ширины к толщине среза. В случае применения инструмента с цилиндрической передней поверхностью продольная усадка стружки также равна $\zeta = 1,85$ вблизи точки входа ($\lambda = 0^\circ$), а в области, прилегающей к точке выхода, где угол наклона режущей кромки равен 30° , этот показатель составляет 1,31.

Расстояние, измеренное вдоль вектора скорости резания, от режущей кромки до линии ограничивающей зону начала пластической деформации при точении стандартным резцом равно 0,4 мм, а при обработке инструментом с цилиндрической передней поверхностью – 0,34 мм (в среднем продольном сечении заготовки). Это свидетельствует о том, что в последнем случае объем зоны, где происходит интенсивная пластическая деформация обрабатываемого материала снижается.

Для оценки напряженно-деформированного состояния в зоне стружкообразования выделим в среднем сечении заготовки элемент, расположенный на глубине $a/2 = 0,08$ мм и на расстоянии 0,15 мм от режущей кромки при $t = 0$ с. В момент времени, когда фрагмент удаляемого материала достигает зоны сдвига, начинается его интенсивная деформация, степень которой резко возрастает, а

скорость возрастания напряжений снижается (рис.). Интервал времени 0,075–0,200 соответствует прохождению элемента через зону сдвига. Эквивалентное напряжение при этом возрастает от 0,900 до 1,078 ГПа, а степень деформации от 0 до 1,6.



а Напряжения (а) и степень деформации (б) в зоне стружкообразования при обработке стандартным резцом (1) и резцом с цилиндрической передней поверхностью (2-4: 2 – точка входа; 3 – среднее сечение; 4 – точка выхода из контакта)

Вблизи точки входа ($\lambda = 0^\circ$) максимальные величины эквивалентных напряжений и степени деформации в зоне стружкообразования при резании инструментом с цилиндрической передней поверхностью составляют $\sigma = 1,07$ ГПа $\varepsilon = 1,59$, и практически не отличаются от значений этих показателей, полученных при моделировании обработки стандартным инструментом. В области зоны контакта, где угол наклона режущей кромки $\lambda = 15^\circ$, степень деформации несколько ниже и достигает значения 1,35. В зоне, прилегающей к точке выхода стружки из контакта с передней поверхностью резца ($\lambda = 30^\circ$), степень деформации минимальна и равна 0,6, что в 2,65 раза меньше чем в условиях обработки близки к ортогональному резанию. В отличие от степени деформации, величина напряжений изменяется незначительно, снижаясь с ростом угла λ° от 1,07 ГПа до 1,00 ГПа.

Таким образом, деформация материала в зоне стружкообразования при обработке инструментом с цилиндрической передней поверхностью характеризуется переменной вдоль режущей кромки величиной ε . Снижение степени деформации материала обуславливает меньшую удельную работу деформации и меньшее тепловыделение в зоне стружкообразования.

Литература:

1. Anand Ramesh, N. Shreys Modelling of white layer formation under thermally dominant conditions in orthogonal machining of hardened AISI 52100 steel // International Journal of Machine Tools & Manufacture. – 2008. – № 48. – P. 402–414.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ИЗМЕНЕНИЙ ПРИ СЖАТИИ ЗАКАЛЕННОЙ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ

Корнет Е.В., Иванов Ю.Ф. *, Громов В.Е., Коновалов С.В.

Россия, Сибирский государственный индустриальный университет, e-mail: gromov@physics.sibsiu.ru
*Россия, Институт сильноточной электроники СО РАН, e-mail: yufi@mail2000.ru

REGULARITIES OF STRUCTURE STATE EVOLUTION UNDER COMPRESSING OF QUENCHED CONSTRUCTIONAL STEEL

Kornet E.V., Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Kononov S.V.

The process of plastic deformation of quenched constructional 38CrNi3MoV (0,38%С, <1%Cr, 3%Ni, <1%Mo, <1%V) steel is studied by methods of transmission electron diffraction microscopy and X-ray

structure analysis. The stages of deformation curves on steel compression are revealed. Deformation localization places - deformation channels having the transverse size of 0,5 μm and longitudinal ones of some microns are revealed and analysed. 50-100 nm are fragment sizes in deformation channels.

Несмотря на значительное количество работ, посвященных исследованию деформационного упрочнения стали, к моменту постановки настоящих исследований основной объем исследований был выполнен на сталях, находящихся в отпущенном состоянии. Закономерности и механизмы изменения фазового состава и состояния дефектной субструктуры закаленной стали анализировались в основном на качественном уровне. В связи с этим актуальным является выявление количественных закономерностей эволюции фазового состава и структуры, выявление механизмов деформационного упрочнения закаленной стали.

Целью работы являлось установление закономерностей эволюции фазового состава и дефектной субструктуры, выявление механизмов деформационного упрочнения закаленной стали 38ХНЗМФА, деформированной одноосным сжатием при комнатной температуре.

Показано, что независимо от температуры аустенитизации, изменяющейся в пределах от 950 до 1200 $^{\circ}\text{C}$, зависимость σ - ε имеет параболический вид (рис. 1). Следовательно, наблюдается отчетливо проявляющееся подобие в деформационном поведении закаленной стали. Выявлена стадийность деформационного упрочнения закаленной стали. Выделены две стадии деформационного упрочнения: стадия с параболической зависимостью σ - ε или убывающим коэффициентом упрочнения Θ и стадия со слабо изменяющимся и низким значением коэффициента упрочнения Θ [1-3].

Показано, что аустенитизация при температуре 950 $^{\circ}\text{C}$ (1,5 час.) и последующая закалка в масле стали 38ХНЗМФА приводит к формированию многофазного материала, основной фазой которого является мартенсит преимущественно пакетной морфологии [3];

Выявлен сложный взаимосвязанный характер эволюции в процессе деформации фазового состава и дефектной субструктуры закаленной стали, проявляющийся на макро- (образец в целом, структура зеренного ансамбля), мезо- (пакет, кристаллы мартенсита, остаточный аустенит), микро- (дефектная субструктура кристаллов мартенсита, частицы карбидной фазы) и нано- (перераспределение атомов углерода при разрушении частиц карбидной фазы) структурных уровнях [4];

Установлено, что с увеличением степени деформации стали наблюдается уменьшение продольных размеров фрагментов кристаллов мартенсита; увеличение плотности микродвойников; скалярной и избыточной плотности дислокаций, линейной плотности изгибных экстинкционных контуров и амплитуды дальнедействующих полей напряжений [3, 4];

Показано, что деформация закаленной стали сопровождается разрушением частиц цементита; высвобождающиеся атомы углерода переходят в твердый раствор на основе α -железа и на дефекты кристаллической структуры стали [1, 2].

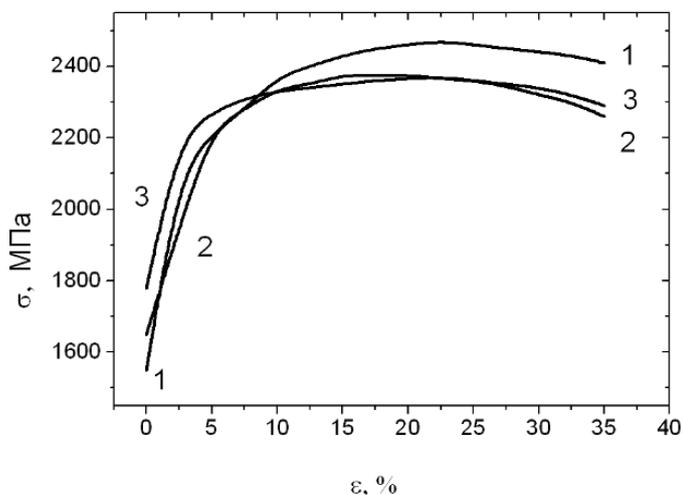


Рис. 1. Кривые деформационного упрочнения закаленной стали 38ХНЗМФА. Температура закалки: 1 – 1200 $^{\circ}\text{C}$; 2 – 950 $^{\circ}\text{C}$; 3 – 1050 $^{\circ}\text{C}$.

Деформация закаленной стали сопровождается формированием в каналов локализованной деформации – особых состояний материала, располагающихся преимущественно вдоль границ раздела соседних пакетов или границ раздела пластин и пакетов. Как правило, канал деформации имеет форму вытянутой области, поперечные размеры которой ~0,5 мкм. Канал деформации имеет слоистое строение, напоминая этим структуру пакета мартенсита. Слои сформированы кристаллитами, размеры которых изменяются в пределах 50-100 нм [4]. Анализ микроэлектроннограмм, полученных с области локализации канала деформации, указывает на преимущественно большеугловую разориентацию кристаллитов, формирующих его. Важно отметить, что в прилегающих к каналу деформации областях материала структура стали по морфологическому признаку подобна структуре исходного состояния, т.е. выявляются кристаллы пакетного и пластинчатого мартенсита. Микроэлектроннограммы, полученные с прилегающей к каналу области фольги, являются точечной, характерной для поликристаллического материала. С ростом степени деформации объем материала, занятый каналами деформации, возрастает, достигая на момент разрушения стали нескольких десятков процентов.

Основываясь на результатах исследования структуры закаленной стали проведены оценки величин вкладов следующих механизмов торможения движущихся дислокаций - торможение на дислокациях леса, частицах цементита, внутрифазных границах, торможение путем взаимодействия с внутренними полями напряжений. Оценки суммарной прочности стали проводили путем аддитивного и квадратичного (от равнопрочных препятствий) сложения вкладов. Оценки вкладов различных механизмов упрочнения и суммарной прочности стали проводили для состояний, формирующихся на различных стадиях деформационного упрочнения стали. Это позволило провести анализ эволюции механизмов упрочнения стали и прочности стали в целом в зависимости от степени деформации.

Анализ природы деформационного упрочнения стали, выполненный таким образом, показал, что упрочнение стали в закаленном состоянии носит многофакторный характер. Наибольший вклад в величину деформационного упрочнения исследуемой стали дает субструктурное упрочнение, обусловленное дальнедействующими полями напряжений, и твердорастворное упрочнение, обусловленное атомами углерода. При этом вклад от дальнедействующих полей напряжений увеличивается с ростом степени деформации стали на всем интервале деформирования; вклад от твердорастворного упрочнения резко возрастает на начальном этапе деформации стали, выходя на насыщение после $\varepsilon \approx 5\%$. Остальные вклады с ростом степени деформации изменяются незначительно и заметно уступают по величине первым двум. Наиболее близкие к эксперименту результаты оценок величины деформационного упрочнения стали отмечаются в случае использования принципа квадратичного сложения вкладов механизмов упрочнения от равнопрочных препятствий - вкладов от дальнедействующих полей напряжений и твердорастворного упрочнения [4].

Список литературы

1. Иванов Ю.Ф., Колубаева Ю.А., Корнет Е.В., Громов В.Е. Formation of the fine structure and phase composition of structural steel on quenching // Steel in translation. – 2009. - Vol.39, № 4. - С. 302-306.
2. Корнет Е.В., Иванов Ю.Ф., Коновалов С.В., Громов В.Е. Structural-phase changes during the deformation of hardened constructional steel // Rare metals. - 2009. - V.28. - October. - P. 112-113.
3. Иванов Ю.Ф., Корнет Е.В., Громов В.Е. Структурно-фазовые превращения в закаленной конструкционной стали, деформированной одноосным сжатием // Деформация и разрушение материалов. - 2010. - № 1. - С.8-13.
4. Иванов Ю.Ф., Корнет Е.В., Громов В.Е. и др. Структурно-фазовые превращения в закаленной конструкционной стали при деформации // Успехи физики металлов. – 2009. - № 10. - С. 391-416.

ВЛИЯНИЕ ПОР НА ВНУТРЕННЕЕ ТРЕНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА

Коротков Л.Н.¹, Кульков В.Г.², Дешевых В.В.²

¹Россия, Воронежский государственный технический университет,

²Россия, филиал Московского энергетического института (ТУ), *deshevyh@list.ru*

INFLUENCE PORE AT INTERNAL FRICTION IN NANOCRYSTALLINE MATERIAL

Korotkov L.N., Kulkov V.G., Deshevyh V.V.

Introduction. The new model allow to calculate internal friction in porous nanocrystalline material suggest. The model is based on the task solution diffusion of vacancies in the boundary layer under periodic stress.

Пористые наноматериалы представляют большой интерес для исследования, так как обладают порой необычными свойствами, такими как прочность, пластичность и демпфирующие свойства, отличающими их от традиционных материалов. Связано это, с одной стороны, с малым размером составляющих их зерен и относительно большой пористостью, характерной для некоторых технологий их получения. В наноразмерных материалах влияние пор становится значительным, являясь причиной дополнительной диссипации энергии механических колебаний и приводя к повышению уровня внутреннего трения.

Рассмотрим образец материала в виде пластины с квадратным сечением нанозерен, стороны которых параллельны её сторонам, в узлах сопряжения которых расположены поры цилиндрической геометрии. Ограничимся двумерной моделью. Пусть к пластине прикладываются внешние периодические изгибные напряжения. При таком способе нагружения, в пластине существует нейтральная плоскость, не подвергающаяся растяжению. Растягивающие напряжение по обе стороны от нейтральной поверхности пропорционально расстоянию ξ до нее: $\sigma = \sigma_0(\xi)\exp(i(\omega t - \varphi))$, $\sigma_0(\xi) = 12M_0\xi/as^3$, а их знак периодически изменяется. Здесь M_0 – амплитуда изгибающего момента сил, действующего на пластину толщины s , a – ее ширина, ω – частота колебаний, φ – сдвиг фаз между источником вакансий и напряжением. Рассмотрим сегмент границы зерна в виде стороны квадрата, ориентированной перпендикулярно к нейтральной поверхности. Растягивающие напряжения нормальны к этой поверхности и вызывают действие распределенного по сегменту периодического источника вакансий с амплитудой B . Возникающие вакансионные потоки в поры, расположенные по обе стороны от рассматриваемого сегмента границы зерна, приводят к изменению вдоль него концентрации вакансий и связанного с ней локального распределения напряжений.

Из решения диффузионной задачи с нулевыми граничными условиями на порах для концентрации вакансий на сегменте, получим выражение:

$$c(x,t) = \exp(i\omega t) \sum_m \frac{4Bd^2 \exp(-i\varphi_m) \sin \frac{\pi m x}{d}}{\pi^3 D m \sqrt{m^4 + Z^2}} \quad (1)$$

Здесь введены обозначения: $Z = \omega d^2 / \pi^2 D$, $\operatorname{tg} \varphi_m = \omega d^2 / D \pi^2 m^2$, $m = 1, 3, 5, \dots$ При малой величине внешних напряжений $\sigma_0(\xi)\Omega/kT \ll 1$, где Ω – атомный объем, избыточная по сравнению с равновесной c_0 концентрация вакансий является также величиной малой. Оставляя линейное по концентрации вакансий слагаемое в разложении химического потенциала, получаем линейную связь нормального напряжения с локальной избыточной концентрацией вакансий $\sigma(x,t) = \frac{c(x,t)kT}{c_0\Omega}$.

Определим скорость встречного движения зерен как

$$v = \frac{j\delta\Omega}{d}, \quad (2)$$

где δ – диффузионная толщина границы, а j – плотность потока вакансий из сегмента через обе его границы, d – размер зерна. С учетом выражений (1) и (2) найдем величину скорости:

$$v = B\delta\Omega \exp(i\omega t) - \frac{i\omega\sigma_0 c_0 \delta \Omega^2}{kT} \exp(i\omega t - \varphi) \quad (3)$$

Энергия, рассеянная за один период колебаний на сегменте границы, определяется выражением:

$$\Delta W = \int_0^d \int_0^{2\pi/\omega} \text{Re}(\sigma(x,t)) \text{Re}(v(t)) dx dt, \quad (4)$$

где Re – действительная часть комплексной величины. Эта формула дает энергию, рассеянную на одном сегменте за одно колебание:

$$\Delta W = \frac{\pi^3 \sigma_0^2 \Omega^2 c_0 \delta d}{4kT} \left(\frac{1}{Z} \sum_m \frac{1}{m^4 + Z^2} \right) \times \left(\left(\sum_m \frac{1}{m^4 + Z^2} \right)^2 + \left(\sum_m \frac{Z}{m^2(m^4 + Z^2)} \right)^2 \right)^{-1}. \quad (5)$$

Внутреннее трение найдем из формулы: $Q^{-1} = \frac{\Delta W}{2\pi W}$, где $W = \frac{d^2 \sigma_0^2}{2E}$ – упругая энергия зерна площадью сечения d^2 , E – модуль Юнга.

Это приводит к выражению:

$$Q^{-1} = \frac{\pi^2 E c_0 \delta \Omega^2}{4kTd} \left[\left(\frac{1}{Z} \sum_m \frac{1}{m^4 + Z^2} \right) \times \left(\left(\sum_m \frac{1}{m^4 + Z^2} \right)^2 + \left(\sum_m \frac{Z}{m^2(m^4 + Z^2)} \right)^2 \right)^{-1} \right] \quad (6)$$

На частотной зависимости внутреннего трения имеется два участка, на которых $Q^{-1} \sim \omega^{-1}$ в области низких и $Q^{-1} \sim \omega^{-1/2}$ – в области высоких частот, что объясняется тем, что на низких частотах в процесс диффузии вовлекается весь сегмент границы зерна, в то время как на высоких частотах основную роль в диффузии играют лишь области вблизи границ сегмента. Выражение (6) описывает внутреннее трение, обусловленное вкладом пор. В области низких частот энергия активации процесса совпадает с энергией активации граничной самодиффузии, в области высоких частот эта величина в два раза меньше.

АТОМНЫЕ СМЕЩЕНИЯ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ ВАНАДИЯ ПРИ РАДИАЦИОННОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

Корчуганов А.В. , Крыжевич Д.С. , Зольников К.П. , Псахье С.Г.

*Россия, Учреждение Российской академии наук Институт физики прочности и материаловедения
Сибирского отделения РАН, avkor@vtomske.ru*

ATOMIC DISPLACEMENTS IN VANADIUM-BASED ALLOYS UNDER RADIATION

Korchuganov A.V., Kryzhevich D.S., Zolnikov K.P., Psakhie S.G.

The investigation of atomic cascades generation and evolution in the vanadium based alloys was carried out. The energy distribution time dependency was revealed. Time dependencies of defects maximum number and defects number on the main stage were studied. It was shown that grain boundaries could act as a barrier of radiation fault probability.

Исследование процесса формирования и накопления структурных повреждений в металлах и сплавах при радиационном воздействии является актуальной фундаментальной и прикладной задачей. Первичным проявлением радиационного воздействия на материал является генерация каскадов атомных смещений, которые ведут к формированию радиационных структурных дефектов и изменению физико-механических свойств материала. Моделирование каскадов атомных смещений, анализ образующихся дефектов, изучение их эволюции и формирование относительно устойчивых радиационных дефектов, как правило, проводится для материалов с идеальной структурой. Однако, известно, что наличие протяженных границ раздела может оказать существенное воздействие на многие свойства материала. В данной работе проведено молекулярно-динамическое моделирование влияния межзеренных границ на характер развития каскадов атомных смещений и формирование радиационных дефектов в сплавах V-4Ti-4Cr. Выбор сплавов на основе ванадия в качестве объекта исследования обусловлен тем, что они являются одними из наиболее перспективных в атомной энергетике: они являются малоактивируемыми, характеризуются высоким интервалом рабочих температур и хорошими прочностными характеристиками. Для описания межатомного взаимодействия в кристаллитах на основе ванадия был использован межатомный потенциал, рассчитанный в рамках модифицированного метода погруженного атома (team). Для учета влияния интерфейсов в данной работе моделировались кристаллиты, содержащие межзеренную границу специального типа, позволяющую использовать периодические граничные условия. Моделируемые кристаллиты, перед генерацией в них каскадов атомных смещений, релаксировались при температуре 10 К. В настоящей работе исследовалось развитие каскадов атомных смещений вблизи межзеренной границы Σ_{13} [320](001). Расчеты для кристаллитов, содержащих межзеренную границу, проводились для энергий первично-выбитого атома (ПВА) от 1 до 15 кэВ, при этом импульс ПВА был направлен по нормали к границе. Расстояние между границей и ПВА составляло 20 Å во всех расчетах.

Особенности развития каскадов атомных смещений в материалах с границами раздела во многом схожи с аналогичными процессами в образцах с

идеальной структурой. В частности, наибольшее количество дефектов в обоих случаях генерируется в первую пикосекунду. За этот интервал времени энергия ПВА практически полностью передается моделируемому образцу (баллистическая стадия). По истечении этого отрезка времени число сгенерированных дефектов идет на убыль (рекомбинационная стадия). Расчеты показали, что момент времени, при котором происходит стабилизация числа радиационных дефектов (основное состояние), зависит от энергии ПВА. Изменение скорости роста времени «пик», по-видимому, связано с расщеплением основного каскада на субкаскады, которые инициируются вторично выбитыми атомами с энергией меньшей, чем энергия ПВА. Эти вторично выбитые атомы формируют каскады с меньшими временами «пик», чем основной каскад.

Зависимость максимального количества дефектов в области каскада атомных смещений от энергии ПВА имеет практически линейный характер, при этом число дефектов в каскаде возрастает с ростом энергии каскада. Аналогичным образом ведет себя зависимость числа радиационных дефектов в основном состоянии от энергии ПВА.

Расчеты показали, что в сплаве V-4Ti-4Cr, как и в чистом ванадии, радиационные дефекты в значительной степени аккумулируются в области межзеренной границы. Отметим, что межзеренные границы препятствуют распространению каскадов атомных смещений по другую сторону границы, и их можно рассматривать как своеобразные барьеры радиационной повреждаемости материалов.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке в рамках интеграционного проекта СО РАН №51 и гранта РФФИ №11-08-00423-а.

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ШГК ПРИ ИМПЛАНТАЦИИ МЕТАЛЛА ПОД ДЕЙСТВИЕМ ТЕПЛОВЫХ И ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПОЛЕЙ

Кочергина Ю.А.¹, Карьев Л.Г.², Федоров В.А.¹, Скородумов П.А.¹

¹ Россия, Тамбовский государственный университет им. Г.Р.Державина, Тамбов
e-mail: feodorov@tsu.tmb.ru

² Россия, Ямало-Ненецкий филиал Тюменского государственного нефтегазового университета
e-mail: jukova_knp@mail.ru

CHANGE OF STRUCTURE AND PROPERTIES OF THE ALKALI HALIDE CRYSTALS AT IMPLANTATION OF METAL UNDER THE INFLUENCE OF THERMAL AND ELECTRIC FIELDS

Kochergina J.A.¹, Kariev L.G.², Feodorov V.A.¹, Skorodumov P.A.¹

¹ Russia, Derzhavin Tambov State University, feodorov@tsu.tmb.ru

² Russia, Yamal oil and gas institute (branch of the Tyumen state oil and gas university),
jukova_knp@mail.ru

The small size structures formed in crystals at implantation of metal under the influence of electric field and simultaneous heating are investigated. The metal inclusions in crystals is revealed. Change of mechanical properties at metal implantation is shown.

Экспериментально установлено, что термоэлектрическое воздействие на поверхности ионных кристаллов различной кристаллографической ориентации приводит к появлению структурных изменений в виде новообразований аморфного вещества.

Целью данной работы является исследование диффузии металла в ионные кристаллы при термоэлектрическом воздействии.

Исследованию подвергались образцы NaCl, LiF размером 20×8×(2-3)мм, которые выкалывались из крупных кристаллов по плоскостям спайности. Каждый образец раскалывали на две части по плоскости (001), между которыми помещали золотую проволочку диаметром ≈ 40 мкм. Затем образец закрепляли между электродами. Электрическое поле было ориентировано нормально к плоскости (001). Комплекс «кристалл-металл» помещался в печь, где осуществлялся его нагрев до 873 К со скоростью 200 К/ч. После чего образец в течение часа выдерживали при заданной температуре и напряжении между электродами 400 В. Сила тока при этом составляла 10-20мА. Охлаждали образцы со скоростью 50 К/ч вместе с печью.

При исследовании поверхностей (100) NaCl было обнаружено, что диффузия металла в кристалл сопровождается образованием несплошности, которая представляет собой полость, ограниченную криволинейной поверхностью второго порядка. Средняя толщина полости составляет от 30 до 120 мкм, максимальная глубина полости в кристалле достигает ~0,8 мм. Для LiF средняя толщина полостей составляет от 50 до 100 мкм, максимальная глубина в кристалле достигает ~1 мм.

Во всех случаях в вершинах полостей наблюдали частицы вещества, которые приводят к возникновению микротрещин и дополнительных сколов вблизи вершины. Элементный анализ данных частиц показал наличие металла (Au) и матричных элементов (Na, Cl). При исследовании распределения данных элементов в направлениях {100}, {011} обнаружена зависимость с максимумом содержания золота в области границы перехода.

Морфологические изменения поверхностей кристаллов с внедренными металлическими частицами при термоэлектрическом воздействии обусловлены протекающими химическими твердофазными реакциями, а также процессами диффузии. На ранних стадиях нагрева преобладает примесная проводимость, что способствует ускорению процессов диффузии металла. Распределение примеси по объему вплоть до поверхности может изменяться вследствие процесса направленной диффузии в электрическом поле. С увеличением температуры возрастает вероятность химических реакций. На примере NaCl, взаимодействие металла с хлором приводит к образованию хлорида золота. Это химическое взаимодействие является основной причиной, разрушающей кристаллическую решетку хлорида натрия.

Часть исследований проведена с использованием оборудования Центра коллективного пользования научным оборудованием БелГУ «Диагностика структуры и свойств наноматериалов»
Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант 09-01-97514 p_центр_a).

НЕСТАБИЛЬНОСТЬ ГРИНФЕЛЬДА КАК МЕХАНИЗМ ОБРАЗОВАНИЯ САМОПОДОБНЫХ СТРУКТУР НА ПОВЕРХНОСТИ ФОЛЬГ МОНОКРИСТАЛЛА АЛЮМИНИЯ [100] <001> ПРИ НЕСВОБОДНОМ ЦИКЛИЧЕСКОМ РАСТЯЖЕНИИ

Кузнецов П.В.

Россия, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, kpv@ispms.tsc.ru

GREENFELD INSTABILITY AS A MECHANISM FORMATION OF SELF-SIMILAR STRUCTURES ON THE SURFACE FOIL OF ALUMINUM SINGLE CRYSTAL [100] <001> UNDER CONSTRAINED CYCLIC TENSION

Kuznetsov P.V.

Abstract: It was shown that the formation of particular self-similar patterns on Al single crystal foils [100]<001> under constrained cyclic tension is related to a surface effect of pure elastic origin known as the Grinfeld instability. The features of an Al monocrystal structure resulting in the foregoing effect and possible ways of its practical application are discussed

В работах [1-4] было показано, что на фольгах монокристаллов алюминия [100]<001>, наклеенных на плоские образцы высокопрочных сплавов, которые подвергаются циклическому растяжению в упругой области, образуются периодические структуры различного масштаба, качественные и количественные параметры которых, коррелируют с числом циклов нагружения. Авторы [1,2] предложили использовать подобные фольги в качестве сенсоров накопления усталостных повреждений конструкционных сплавов.

В [4] было установлено, что периодические квадратные решетки, образующиеся на фольгах алюминия, являются самоподобными в диапазоне линейных размеров от долей микрона до нескольких сотен микрон. Эти данные, являются ясным свидетельством самоорганизации деформационной структуры фольг монокристаллов алюминия при несвободном циклическом растяжении, и позволяют рассматривать их как СМАРТ материал.

СМАРТ материалы обычно не являются простыми материалами, а являются скорее гибридными композитами или интегрированными системами материалов, такими как сплавы с памятью формы, пьезоэлектрическая керамика, оптические волокна, магнито-(электро)стрикционные материалы и т.д. Поэтому возникает вопрос, какие собственные особенности микроструктуры простого ГЦК металла Al приводят к проявлению его СМАРТ способностей при циклическом растяжении. Целью настоящей работы является выяснение этого вопроса, а также анализ возможной универсальности наблюдаемого явления и его практических приложений.

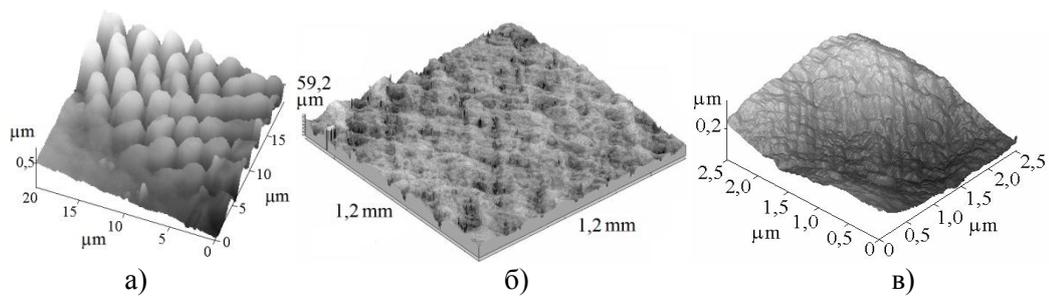


Рис.1. а) тонкая твидовая структура $T_1 \sim 0.3 \mu\text{m}$, $N = 10000$ циклов; б) твидовая структура с периодом $T_2 \sim 3 \mu\text{m}$, $N = 10000$ циклов; в) грубая твидовая структура, $T_3 \sim 320 \mu\text{m}$, $N = 100000$ циклов; а, б- атомно силовая микроскопия, в) лазерная профилометрия.

На рис. 1 показаны типичные самоподобные структуры в виде квадратных решеток различного масштаба со сторонами ориентированными под углом 45 градусов к оси растяжения, которые наблюдаются на фольгах алюминия при циклическом растяжении.

В большинстве случаев основным механизмом релаксации упругих напряжений при пластической деформации кристаллов металлов при комнатной температуре является генерация и движение дислокаций, которая приводит к созданию следов скольжения на поверхности. Проведенный анализ показал, что в условиях несвободного циклического растяжений кристаллов алюминия кубической ориентации возрастает роль свободной поверхности фольги и становится значительным вклад другого механизма релаксации упругой энергии - неустойчивости Гринфелда. Неустойчивость Гринфелда имеет чисто упругое происхождение и заключается в следующем. Когда материал имеет поверхность, на которой масса может перераспределяться каким – либо соответствующим транспортным механизмом, твердое тело может понизить свою упругую энергию путем образования поверхностных модуляций.

Длина волны поверхностных модуляций контролируется балансом между упругой энергией, которая стремится к огрублению поверхности и поверхностным натяжением, которое разглаживает ее и в рамках линейного приближения может быть определена как [5]:

$$\lambda > \lambda_c = \frac{\gamma E}{\sigma^2} \quad (1)$$

где γ , E и σ соответственно поверхностное натяжение, модуль Юнга, и напряжение. Величину дестабилизирующего напряжения и поверхностное натяжение могут быть оценены на основе приближений механики и АСМ измерений, соответственно.

Подтверждение нашей гипотезы было получено при сравнении экспериментальных данных с оценками по модели Гринфелда. Периоды квадратных решеток, образующиеся после разного числа циклов, удовлетворительно согласуется с оценками, полученными в рамках линейного приближения модели Гринфелда. Таким образом, образование самоподобных поверхностных структур при циклическом растяжении фольг алюминия происходит в результате поверхностного эффекта - неустойчивости Гринфелда. Эффект возникает в определенных граничных условиях под действием определенного критического напряжения, что обеспечивает самоподобие структур. Неустойчивость Гринфелда обеспечивает дополнительный и альтернативный дислокационному скольжению канал снижения упругой энергии нагруженных кристаллов Al при напряжении выше предела текучести.

Мы предполагаем, что перераспределение массы на поверхности фольг может быть обеспечено за счет миграции точечных дефектов, которые генерируются в процессе циклического растяжения высокочистых монокристаллических фольг алюминия. При нагружении монокристаллов алюминия кубической ориентации одновременно активизируются четыре системы скольжения. Вследствие высокого значения энергии дефекта упаковки в алюминии высока вероятность поперечного скольжения дислокаций, которое ведет к интенсивной генерации точечных дефектов. Дефекты движутся в поле градиента химического потенциала и обеспечивают перераспределение массы алюминия, образуя поверхностные структуры. Проведенный анализ показывает, что подобные эффекты могут возникать на поверхности других ГЦК металлов при повышенных температурах.

Несколько путей развития практических приложений на базе наблюдаемых эффектов было предложено. В [3] предложено развить микротехнологию самособирающихся 2Д и 3Д электронных устройств путем механического нагружения с контролируемой частотой, составом сплава, исходной

шероховатостью. В [6] сформулированы основные требования к фольгам в качестве сенсоров и обсуждены возможные сферы их приложения. В частности было показано, что подобные сенсоры могут быть использованы в аэронавтике в трех фундаментально разных направлениях: детектирование направления нагружения, сенсоры усталостного накопления повреждений и детектор трещин. Для считывания информации с сенсоров могут быть использованы оптические средства или методы, основанные на измерении вихревых токов.

Для выяснения возможной универсальности нестабильности Гринфелда в процессе циклической деформации металлов и его практической значимости, необходимы дальнейшие исследования фольг различных ГЦК металлов (Al, Cu, Ni) в различных экспериментальных условиях (температура, частота нагружения, амплитуда деформации и т.д.).

Работа была частично поддержана Европейским Союзом, ИНТАС грант 04-80-7078.

1. Yu. G. Gordienko, M. V. Karuskevich, E. E. Zasimchuk // Proc. of Seventh Conference on Sensor and Their Application, Dublin, Ireland, (1995). P.387.
2. Y. G. Gordienko, E. E. Zasimchuk, R. G. Gontareva // Journal of Materials Science Letters, V.22. (2003). P.241-245.
3. Y. G. Gordienko, R. G. Gontareva, J. S. Schreiber, E. E. Zasimchuk, I. K. Zasimchuk. //Advanced Engineering Materials.V.8. №10. (2006). P. 957-960.
4. Кузнецов П.В., Петракова И.В., Гордиенко Ю.Г., Засимчук Е.Э., Карбовский В.А. Физическая мехомеханика. (2007). Т.10. В.6. С.33-42.
5. Гринфельд М.А. Неустойчивость границы раздела между негидростатически напряженным упругим телом и расплавом// ДАН СССР. -1986 – Т. 290. С. 1358.
6. Х. Паже// Физическая мехомеханика. (2007). Т. 10. В.6. С. 42- 48.

ОСОБЕННОСТИ ПОЛНОГО ПРОПЛАВЛЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ПЛАСТИНЫ, С НАНЕСЕННЫМ ОРГАНИЧЕСКИМ ПОКРЫТИЕМ, ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ИМПУЛЬСНОГО ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ

Кузнецов П.М., Федоров В.А., Скородумов П.А.

Россия, Тамбовский государственный университет им. Г.Р.Державина, feodorov@tsu.tmb.ru

FEATURES FULL PENETRATION STEEL PLATE WITH ORGANIC COATING, UNDER THE INFLUENCE OF PULSED LASER RADIATION

Kuznetsov P.M., Fedorov V.A., Skorodumov P.A.

Russia, Tambov State University by G.R. Dergavin, feodorov@tsu.tmb.ru

The found out change of the period of a relief on an underside of a plate in the presence of an organic covering on the basis of graphite, this correspond change of the mechanism of formation ring-shaped a relief with thermocapillary on Kelvin-Helmholtz

Появление оптических квантовых генераторов спровоцировало интенсивное развитие исследований в области импульсных энергетических воздействий [1]. Благодаря особым свойствам лазерного излучения (когерентность, поляризация, высокие плотности энергии и т. д.) стало возможным управлять внутренними процессами в твердом теле [1], а также производить модификацию поверхности материалов [2]. В технологическом процессе лазеры широко используют для резки (сварки, сверления) металлов. В процессе воздействия лазерного излучения на металл (например, при сварке) в каверне расплава возникают гидродинамические неустойчивости [3], которые приводят, впоследствии, к шву плохого качества. Особую роль в этих процессах играет чистота поверхности, в частности, присутствие органических пленок и неметаллических включений [4]. Поэтому, установление морфологических особенностей зон воздействия лазерного излучения в присутствии органических покрытий является значимой задачей.

Использовали образцы сплава FeSi (4,3% Si), имеющие линейные размеры 60×10×0,27 мм. Поверхности 60×10 мм пластин с двух сторон были подготовлены как металлографический шлиф. Эксперименты проводили на установке ЛТА-4-1 с активным элементом на основе иттрий-алюминиевого граната легированного ниодимом (Nd:YAG), с длиной волны 1,064 мкм. Энергию и время воздействия лазерного импульса определяли при помощи измерителя энергии и мощности ИЭМ-4-1. Характерный размер пятна лазерного излучения на поверхности образцов, не превышал 0,5 мм. Использовали в качестве поверхностного покрытия органическую основу с добавлением мелкодисперсного графита (содержание углерода ~ 10%, ГОСТ 3333-80). Покрытие, толщиной ≈ 0,1 мм, наносили на одну из сторон образца. Пластины облучали со стороны поверхности без покрытия. Для фиксирования времени пробоя применяли фотоэлементы Ф-14. Облучение образцов проводилось в защитной атмосфере аргона. Все эксперименты были проведены при комнатной температуре.

Минимальная плотность мощности для оплавления лицевой поверхности образца составляет $W \approx 1,3 \cdot 10^5 \text{ Вт}\cdot\text{см}^{-2}$. При этом на поверхности образовавшегося кратера формируются навалы, происходит гофрирование. Причем, средний период таких кольцевых навалов $\sim 6 \cdot 10^{-4} \text{ см}$. После воздействия лазерного излучения на пластины без покрытия с плотностью мощности $W \sim 3 \cdot 10^5 \text{ Вт}\cdot\text{см}^{-2}$ на обратной стороне пластины формируется аналогичный кратер с характерным рельефом, диаметр и средний период в 1,5-2 раза меньше, чем на лицевой стороне.

Далее облучали образцы, на одну из сторон которых было нанесено покрытие. Отмечено, что покрытие оказывает влияние на формирование рельефа кратера на обратной стороне, где происходит значительное увеличение периода колец с $6 \cdot 10^{-4} \text{ см}$ для области без покрытия, до $2 \cdot 10^{-3} \text{ см}$ с покрытием. Как показано в [3] рельеф в зоне воздействия излучения является следствием термокапиллярной неустойчивости, которая возникает в результате зависимости коэффициента поверхностного натяжения от температуры. Увеличение среднего периода колец в присутствии покрытий может говорить о смене механизма образования рельефа кратера.

Для определения временных характеристик процесса была проведена следующая серия экспериментов. С использованием фотоэлементов Ф-14 производилась регистрация времени развития эрозионного факела, образующегося при воздействии лазерного излучения на поверхность образца с лицевой стороны. Одновременно с этим регистрировали световое излучение с обратной стороны образца, возникающее благодаря эмиссии нагретых частиц материала. Это позволяло определить время полного проплавления пластины. Сигнал с фотоэлементов поступал на 8 битный АЦП и далее в ЭВМ. Видно, что время задержки светового сигнала на обратной стороне пластины составляет в среднем 1,1-1,2 мс. Последнее, по-видимому, обусловлено прохождением теплового фронта через образец. Для подтверждения этого предположения оценим время прохождения теплового фронта через толщину образца из выражения [5]:

$$t = \frac{h^2}{4\alpha}, \quad (1)$$

где t – время воздействия лазерного излучения, h – толщина образца (0,27 мм), α – коэффициент температуропроводности (для железа $\alpha = 1,284 \cdot 10^{-5} \text{ м}^2 \cdot \text{с}^{-1}$). Получим $t \approx 1,4 \cdot 10^{-3} \text{ с}$. Из сопоставления времени полученного в эксперименте с вычисленным временем прохождения теплового фронта, можно сделать вывод, что задержка времени сигнала плавления сплава происходит одновременно с прохождением теплового фронта.

При регистрации излучения с покрытием, как видно, время пробоя составило 1,6 мс. Разница между измеренным временем и рассчитанным по формуле (1) составляет ~ 0,6 мс.

Знание времени полного проплавления пластины, без покрытия и с покрытием, дает возможность предложить механизм образования рельефа кратера. Известно несколько механизмов образования рельефа на поверхности образцов после воздействия лазерного излучения [7]: термокапиллярный, испарительно-капиллярный, концентрационный, неустойчивость Кельвина-Гельмгольца. Из них можно выделить два механизма образования рельефа кратера: термокапиллярный и неустойчивость Кельвина-Гельмгольца. Первый механизм проявляет себя в случае зависимости поверхностного натяжения расплава от температуры, второй – в случае действия внешних сил, действующих по касательной к поверхности.

Известно, что [6] избыточное давление паров металла над поверхностью кратера может приводить к уменьшению термокапиллярного эффекта. Можно предположить, что за время 0,5 мс на

обратной стороне пластины происходит плавление образца и интенсивное испарение покрытия, при этом под кратером образуется избыточное давление. Под действием расширяющегося газа, на поверхности расплава возникают касательные силы, которые приводят к увеличению периода образующихся навалов. При этом период колец увеличивается в 2-3 раза.

Обнаруженное изменение периода рельефа на обратной стороне пластины в присутствии органического покрытия на основе графита, связано с изменением механизма образования кольцеобразного рельефа с термокапиллярного на Кельвина-Гельмгольца.

Литература.

1. Мирзоев Ф.Х., Панченко В.Я., Шелепин Л.А. Лазерное управление процессами в твердом теле. // УФН. 1996. т. 166. №1. с. 3-32
2. Григорьянц А.Г., Сафонов А.Н. Основы лазерного термоупрочнения сплавов. – М.: «Высшая школа». 1988. – 159с.
3. Vanishev A.F., Golubev V.S., Khramova O.D. Study of the Keyhole-Formation Dynamics. // Laser Physics. vol.3. No.6. 1993. p. 1198-1202
4. Губенко С.И. Влияние неметаллических включений на степень однородности упрочненного слоя сталей при лазерной обработке. // Сучасні проблеми металургії. 2007. №10. с. 3-15
5. Анисимов С.И., Имас Я.А., Романов Г.С., Ходыко Ю.В. Действие излучения большой мощности на металлы. – М.: «Наука». 1970. – 272 с.
6. Eriksson I., Powell J., Kaplan A.F.H. Ultra high speed camera investigations of laser beam welding. // Physics Procedia. Vol. 12. No. 1. 2011, p. 555-564
7. Лазерные технологии обработки материалов: современные проблемы фундаментальных исследований и прикладных разработок. // Под ред. В.Я. Панченко. – М.: Физматлит, 2009. – 664 с.

ОБРАЗОВАНИЕ И РОСТ ЗАРОДЫШЕЙ ФАСЕТИРОВАНИЯ НА ГРАНИЦЕ ЗЕРЕН

Кульков В.Г.¹⁾, Васильева Ю.В.¹⁾, Поляков В.С.²⁾

¹⁾Филиал Московского Энергетического института (ТУ) в г. Волжском.
г. Волжский Волгоградской обл., Россия, vasilevayv@yandex.ru

²⁾МГТУ им. Баумана, Москва, Россия, polyakov@physicsdepartment.ru

EDUCATION AND GROWTH OF FACETING ON GRAIN BOUNDARIES

Kulkov V.G., Vasileva Y.V.

Is proposed an analytical model appearance of embryos in the process of transition faceting grain boundaries of the slope in a polycrystalline material. Calculated based on this model are parameters of faceting agreeing with the literature experimental data.

Границам зерен, как и объемному материалу, присущи фазовые переходы. Одним из примеров преобразования формы является фасетирование, когда первоначально плоская граница самопроизвольно разбивается на плоские фрагменты-фасетки различных ориентаций, количество которых определяется кристаллографически в зависимости от типа решетки совпадающих узлов (PCY) и ориентации самой границы. В свое время были предложены общие модели фазового перехода фасетирования межзеренной границы наклона. Вопрос появления зародышей новой структуры при таком фазовом переходе, являющимся переходом первого рода, до сих пор не рассматривался. Целью настоящей работы является разработка модели флуктуационного образования зародышей фасетирования межзеренной границы наклона.

Рассмотрен зародыш в форме правильной четырехгранной пирамиды, две противоположные грани, принадлежащие плотноупакованной плоскости PCY, имеют низкую поверхностную энергию и ориентированы вдоль образующей границы. Две другие грани не являются кристаллографически необходимыми, и имеют иную поверхностную энергию. В работе определен критический размер

зародыша и получено выражение для определения энергии его образования. Дальнейший рост образовавшегося зародыша может идти только в направлении, которое обеспечивает общее понижение энергии и увеличении протяженности энергетически выгодных граней. Здесь рассматривается граница наклона, конечная конфигурация которой будет иметь вид цилиндрической направляющей в виде ломаной.

Определено, время образования критического зародыша, оно зависит от периода атомных колебаний и термодинамической температуры, время его роста – от размеров зерна, а также получено выражение для определения времени полного фасетирования границы:

$$a = \frac{2\lambda_0 \left(2 + \sqrt{1 + \cos^{-2} \alpha} \right)}{2\sigma_0 - (\sigma_1 + \sigma_2) \cos^{-1} \alpha}, \quad (1)$$

$$\tau = \tau_1 + \tau_2 + \left(4,363N^2 \frac{M(\sigma_0 \cos \alpha - \sigma_2)}{\sin \alpha} \right)^{-1}, \quad (2)$$

где σ_0 – поверхностная энергия исходной нефасетированной границы, λ_0 – удельная энергия линий сопряжения фасеток, которая считается одинаковой для всех их типов, σ_2 – поверхностная энергия фрагментов граней будущих фасеток, σ_1 – поверхностная энергия граней, не являющихся кристаллографически необходимыми, τ_1 – время образования критического зародыша, τ_2 – время роста зародыша, M – миграционная подвижность движущейся грани, N – количество зародышей на участке границы.

Третье слагаемое в (2) было определено авторами в более ранних работах.

Полученные результаты позволяют провести оценку времени образования зародышей. Время фасетирования границы имеет значение, соответствующее по порядку величины имеющимся экспериментальным данным по фасетированию границ зерен. Критический размер зародыша может на порядок превышать постоянную решетки зерна и составлять единицы параметров РСУ. Вырастающие из таких зародышей фасетки могут иметь широкий разброс размеров, что определяет их общее количество N на границе. Это согласуется с имеющимися в литературе экспериментальными данными относительно размеров фасеток, которые могут иметь масштабы от единиц нанометров (микрофасетки) до десятков и сотен микрон (макрофасетки).

НАНОФОРМЫ ВЕЩЕСТВА, ПОЛУЧЕННЫЕ ПРИ ДЕСТРУКЦИИ РАЗЛИЧНЫХ ЭЛЕКТРОДОВ В ПЛАЗМЕ ИМПУЛЬСНОГО ВЫСОКОВОЛЬТНОГО РАЗРЯДА В РАЗНЫХ СРЕДАХ

Куравый В.Г.

Учреждение Российской академии наук Институт химии Дальневосточного отделения РАН, г. Владивосток, пр-кт 100-летия Владивостока, 159, Россия, E-mail kvg@ich.dvo.ru

NANOFORMS OF SUBSTANCE OBTAINED BY DESTRUCTION OF DIFFERENT ELECTRODES IN IMPULSE HIGH-VOLTAGE DISCHARGE PLASMA AT DIFFERENT ENVIRONMENT

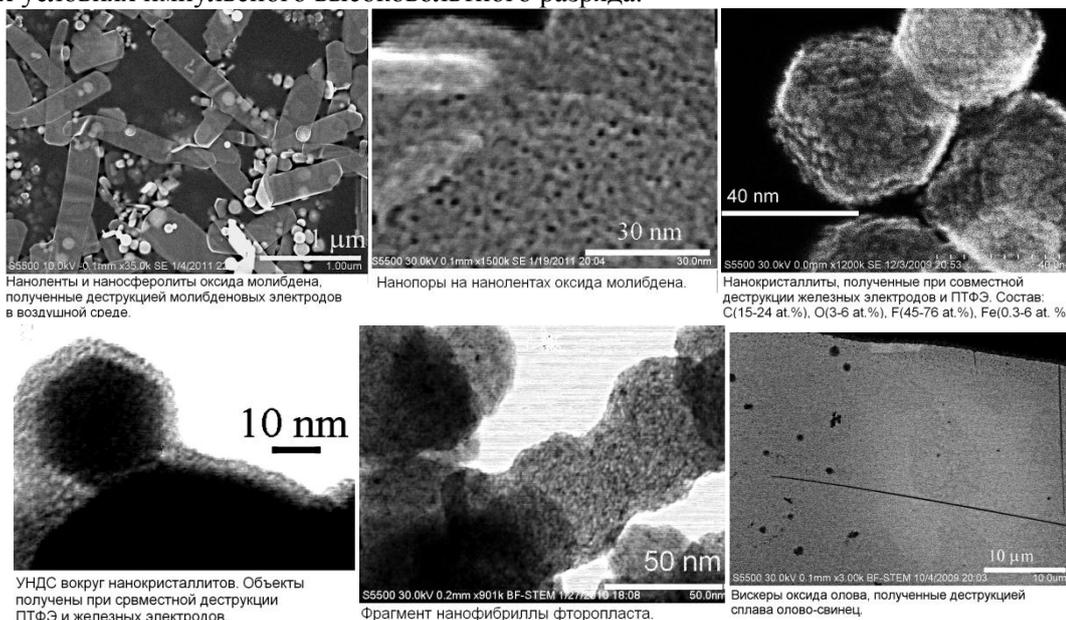
Kuryavyi V.G.

Different nanofoms of oxide, fluoroxide, carbon compound were obtained and studied by destruction of different electrodes by high-voltage discharge.

Изучены продукты деструкция различных электродов в плазме импульсного высоковольтного разряда в разных средах - на воздухе, в аргоне, с одновременной деструкцией политетрафторэтилена, помещённого в плазму. Изучение проводилось набором физических методов – ЭСМ, ПЭМ, ИК, РФА, РЭС. Получены наноформы оксидов и оксифторидов металлов, углеродных соединений. Среди них: нанокристаллиты и наносферолиты, размерами до 10 нм; пористые наноламели, толщиной до 5 нм, с диаметром пор менее 3 нм; нановискеры, шириной до 50 нм и

длинной до 40 микрон; нанофибриллы фторопласта; сплошные покрытия крупных наночастиц более мелкими наночастицами (ультрананодисперсная составляющая УНДС), имеющими размеры менее 2 нм. ЭСМ изображения некоторых из наноформ приведены ниже. Определён состав перечисленных нанообъектов. Выявлены некоторые функциональные свойства полученных веществ. Продукт совместной деструкции железных электродов и ПТФЭ обладает большой коэрцитивной силой (640 эрстед при 300 К и 2200 эрстед при 2 К) и не достигает магнитного насыщения в магнитных полях, вплоть до 60 000 эрстед, адсорбирует ионы металлов из водных растворов. После прокаливания образца, его коэрцитивная сила, измеренная при 300 К, возрастает до 1600 К. Продукт совместной деструкции титановых электродов и ПТФЭ катализирует реакции ацетона. Основным выходом реакций является окись мезитила. Продукт деструкции медных электродов обладает тензорезистивными, термоэлектрическими и терморезистивными свойствами, железных - тензорезистивными, терморезистивными и когерентными свойствами. Используя электронный луч, из УНДС сформированы нанообъекты различной формы.

Продемонстрировано большое многообразие наноформ, образуемых веществами, получаемыми в различных условиях импульсного высоковольтного разряда.



АНАЛИЗ АМПЛИТУДНЫХ РАСПРЕДЕЛЕНИЙ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ РАЗРУШЕНИИ ПОРИСТЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Лепендин А.А., Егоров А.В., Поляков В.В.

Россия, Алтайский государственный университет, andrey.lependin@gmail.com

ANALYSIS OF ACOUSTIC EMISSION AMPLITUDE DISTRIBUTIONS IN POWDER MATERIALS UNDER FRACTURE

Lependin A.A., Egorov A.V., Polyakov V.V.

Amplitude distributions in powder materials are analyzed, with emphasis on porous iron with a porosity from 5% up to 25%. Obtained distributions follow power laws with different scaling exponents for different types and corresponding mechanisms of acoustic emission. Influences of geometrical properties of porous space on parameters of AE signal are discussed.

Метод акустической эмиссии (АЭ) применяется для изучения процессов пластической деформации и разрушения. Он основан на регистрации ультразвукового излучения, возникающего при перестройке внутренней структуры исследуемого материала. В данной работе в качестве объекта

исследования было выбрано пористое железо, которое можно рассматривать как хороший модельный материал для изучения влияния геометрии порового пространства и соответствующих перколяционных эффектов на параметры физико-механических процессов в материале.

Регистрация сигналов АЭ проводилась в широком интервале частот – от 100 до 800 кГц. В работе были получены амплитудные распределения импульсов АЭ, зависимости интенсивности АЭ от времени и распределения временных интервалов между соседними импульсами эмиссии. Пористость образцов лежала в интервале $P=5-25\%$, включающем значение $\sim 10-11\%$, соответствующее порогу перколяции [1]. Таким образом для части образцов, с малыми значениями P , был характерен закрытый тип пористости, с уединенными порами в преимущественно компактном материале, а часть образцов с высокой пористостью характеризовалась наличием связанных поровых кластеров, пронизывающих весь объем образца.

Построение амплитудных распределений в двойных логарифмических координатах показало, что в регистрируемом сигнале выделяются две группы импульсов, характеризующиеся различными показателями скейлинга – низкоамплитудные и высокоамплитудные. Это может свидетельствовать о существенно разном поведении механизмов генерации данных типов импульсов и хорошо согласуется с известными из литературных источников сведениями о существовании двух основных видов эмиссии в материале [2] — низкоамплитудной, близкой к непрерывному потоку и высокоамплитудной, с хорошо выраженными одиночными импульсами.

Низкоамплитудные импульсы, как правило, характерны для интенсивной пластической деформации в компактных участках материала. Они характеризуются степенными показателями, близкими к таковым для нормальных распределений и слабо зависящими от пористости. В силу близости к нормальному распределению, можно, вероятно, говорить о независимой работе множества источников эмиссии, формирующих общий поток АЭ-событий.

Высокоамплитудные импульсы с существенно большими по абсолютному значению степенями могут порождаться крупными сдвигами в материале и/или процессами разрушения в нем. Величина степени существенно зависит от геометрии материала и меняется от образца к образцу в широких пределах.

Полученная оценка порогового значения амплитуды сигнала использовалась для разделения всех импульсов на две категории, отвечающие двум механизмам деформирования и разрушения. Для этих категорий независимо строились классические характеристики АЭ-сигнала, связанные с кинетикой процесса — интенсивности потока актов АЭ, а также распределения времен интервалов между соседними импульсами одной категории.

Было показано, что при переходе пористости через порог перколяции происходило существенное качественное изменение кинетических характеристик, свидетельствующее о существенном влиянии перколяционных эффектов на кинетику АЭ-процесса. Также оказалось, что имеется существенное различие величин степенных показателей для временных распределений двух рассматриваемых категорий импульсов. Наблюдалось практически монотонное изменение показателей при изменении пористости рассматриваемых образцов. Существенные отклонения от монотонности наблюдались лишь при пористостях порядка $10-11\%$, соответствующих перколяционному переходу и перестройке структуры порового пространства материала. Полученные результаты можно рассматривать как косвенные свидетельства проявления процессов самоорганизации [3] при разрушении в пористых металлических материалах.

Литература

1. Тарасевич Ю.Ю. Перколяция: теория, приложения, алгоритмы. М.: УРСС, 2002. 112 с.
2. Гусев О.В. Акустическая эмиссия при деформации монокристаллов тугоплавких металлов. М.: Наука. 1982. 108 с.
3. Подлазов А.В. Самоорганизованная критичность и анализ риска. //Прикладная и нелинейная динамика. 2001. Т.9. №1. С.49-88.

О МЕЖАТОМНОМ ВЗАИМОДЕЙСТВИИ ПРИ УПРУГОЙ И ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРИСТАЛЛОВ ПОЛУПРОВОДНИКОВ

Магомедов М.Н.

Россия, УРАН Институт проблем геотермии Дагестанского НЦ РАН, e-mail: mahmag@dinet.ru

ON THE INTERATOMIC INTERACTION UNDER ELASTIC AND PLASTIC DEFORMATIONS OF THE SEMICONDUCTOR'S CRYSTALS

Magomedov M.N.

It is shown the depth of the covalent bond potential extracted from the modulus of elasticity is roughly twice as large as the value calculated from the atomization energy of a crystal. It is pointed out that potential parameters, which were received by the elastic (reversible) deformations can't be used at study the plastic (irreversible) deformations, which destroy the interatomic bonds in the covalent crystal.

Исходя из экспериментальных данных восстановлены параметры парного потенциала межатомного взаимодействия типа Ми-Леннарда-Джонса для элементов подгруппы углерода:

$$\varphi(r) = \frac{D}{(b-a)} \left[a \left(\frac{r_0}{r} \right)^b - b \left(\frac{r_0}{r} \right)^a \right], \quad (1)$$

где D и r_0 – глубина и координата минимума потенциальной ямы, $b > a$.

Так как для элементов подгруппы углерода энергия нулевых колебаний на два-три порядка меньше, чем энергия межатомной связи, то для определения параметров r_0 , b и a можно с хорошей точностью использовать выражения следующего вида [1, 2]:

$$r_0 = (6 k_p V_{00} / \pi N_A)^{1/3}, \quad b = 6 \gamma_{00} - 2, \quad a = 3 [V'(P)_{00} - 2] - b \quad (2)$$

Здесь V – молярный объем кристалла, N_A – число Авогадро, $\gamma = - [\partial \ln(\Theta) / \partial \ln(V)]_T$ – параметр Грюнайзена, k_p – коэффициент упаковки структуры, $V_T = -V (\partial P / \partial V)_T$ – модуль упругости, $V'(P) = \partial V_T / \partial P$ – производная изотермического модуля упругости по давлению. Индекс "00" означает, что данная величина определена при нулевых значениях температуры и давления: $T = 0$ К, $P = 0$.

Глубина потенциальной ямы была определена двумя способами: из B_{00} – модуля упругости, и из L_{00} – энергии атомизации (на атом) при $T = 0$ К и $P = 0$ [1, 2]:

$$D = 3\pi B_{00} r_0^3 / (k_n k_p a b) \quad \text{и} \quad D_s = (2 / k_n) L_{00}, \quad (3)$$

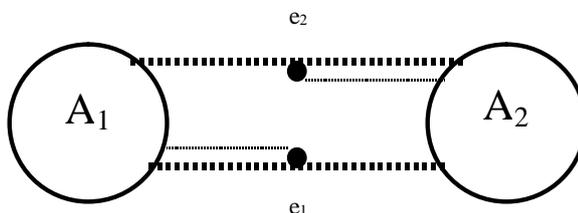
где k_n – первое координационное число: $k_n = 4$ – для структуры алмаза, $k_n = 12$ – для ГЦК свинца.

В таблице: m – масса атома, γ_{00} , $V'(P)_{00}$, B_{00} , L_{00} – это экспериментальные данные из [1, 2], а остальные параметры межатомного потенциала (1) определены из (2) и (3).

element	m a.u.m.	γ_{00}	$V'(P)_{00}$	B_{00} GPa	L_{00} eV	r_0 10^{-10} m	b	a	D eV	D_s eV	ΔD eV	d eV
C-diam	12.01	0.965	4.00	443.0	7.36	1.545	3.79	2.21	8.43	3.68	4.75	0.535
Si	28.09	1.00	4.16	97.7	4.64	2.351	4.00	2.48	5.54	2.32	3.22	0.450
Ge	72.59	1.05	4.35	74.9	3.88	2.450	4.30	2.75	4.03	1.94	2.09	0.075
α -Sn	118.7	1.072	4.44	42.6	3.12	2.798	4.43	2.79	3.15	1.56	1.59	0.015
Pb	207.2	2.7	7.52	45.0	2.03	3.500	14.2	2.38	0.378	0.338	0.04	-0.15

Оказалось, что глубина межатомного потенциала, восстановленная из модуля упругости (D), приблизительно в два раза больше той величины, что следует из энергии атомизации кристалла (D_s). Причем, разница: $\Delta D = D - D_s$, уменьшается с ростом m , и для свинца становится равной нулю: $\Delta D(\text{Pb}) \approx 0$. Так как $\Delta D \approx D/2$, то сделан вывод, что внутри ковалентного кристалла связь между парой атомов является двойной. Но две эти связи не равнозначны по величине: одна «слабая», а другая «сильная». Причем разница между энергиями «сильной» и «слабой» связи: $d = \Delta D - (D/2)$, растет с ростом величины D , либо при уменьшении m . Особенностью данной двойной связи является так же и то, что для ее разрушения достаточно оборвать самую слабую из двух связей.

Показано, что межатомную связь в ковалентном кристалле можно представить как две связи, каждая из которых образована валентным электроном каждого из взаимодействующих атомов. Два, обобщенных в ковалентной связи электрона, осуществляют по две связи: со «своим» (сильная связь) и с «чужим» (слабая связь) ионом. Из расчетов следует, что при атомизации рвутся именно слабые связи. Но когда ковалентный кристалл подвергается различным воздействиям, не приводящим к разрыву межатомных связей (например, при упругой деформации), то глубина минимума межатомного потенциала (1) определяется величиной D , образуемой обобщенными в ковалентной связи, валентными электронами.

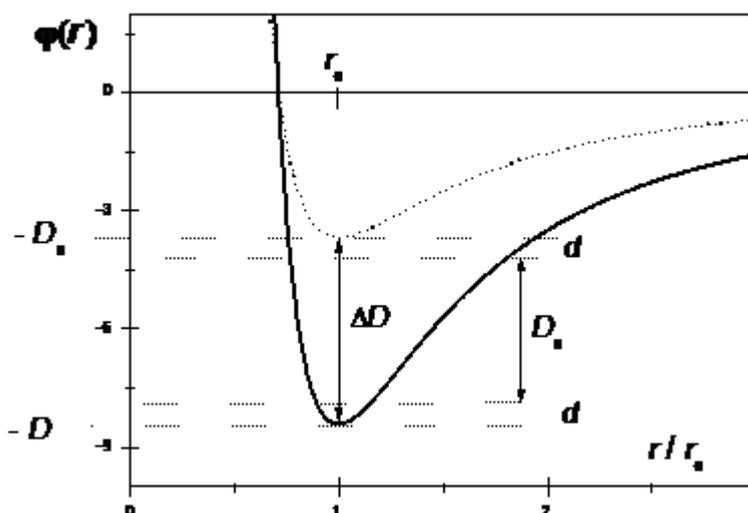


На рисунке 1 схематично изображена симметричная двойная межатомная связь (которая состоит из двух асимметричных одиночных связей), образуемая двумя обобщенными валентными электронами в ковалентном кристалле. Энергия всей парной межатомной связи равна:

$$D = L_{00}/(k_n/2) + \Delta D = 2 D_s + 2 d.$$

Здесь $L_{00}/k_n = D_s/2$ – энергия одиночной слабой связи, т.е. это энергия связи электрона с «чужим» ионом. Схематично данная связь изображена толстой пунктирной линией: $A_1 - e_2$ или $A_2 - e_1$. Величина $\Delta D/2 = D_s/2 + d$ – энергия одиночной сильной связи, т.е. это энергия связи электрона со «своим» ионом. Эта связь изображена двойной пунктирной линией: $A_1 - e_1$ или $A_2 - e_2$, где толстой пунктирной линией (как и в первом случае) изображена величина: $D_s/2 = L_{00}/k_n$, а тонкий пунктир изображает разницу между энергиями сильной и слабой связей, т.е. разницу в энергиях связи электрона со «своим» и «чужим» ионом: $d = \Delta D - (D/2) = (D/2) - D_s = (\Delta D - D_s)/2$. Энергия одиночной связи, осуществляемая одним электроном, имеет энергию: $D/2 = (L_{00}/k_n) + \Delta D/2 = D_s + d$.

Показано, что разница между сильной и слабой связями (d) определяет энергию притяжения обобщенного в ковалентной связи валентного электрона к «своему» иону и обуславливает локализацию валентного электрона вблизи «своего» атома. Обнаружена корреляция между d и шириной запрещенной зоны ковалентных кристаллов. Именно из-за наличия энергии d , связывающей валентный электрон со «своим» ионом, и осуществляется локализация электрона в ковалентной связи. Наличие дополнительной энергии, локализующей электрон у «своего» атома, не позволяет ему свободно мигрировать по всему объему кристалла, как это осуществляется в случае металла.



На рисунке 2 изображен вид потенциала межатомного взаимодействия (1) в алмазе: $a = 2.21$, $b = 3.79$. Для общей связи: $D = D_s + \Delta D = 8.43$ эВ – сплошная линия, и для слабой связи: $D_s = L_{00}/(k_n/2) = 3.68$ эВ – пунктир. Величина $\Delta D = D - D_s = (D/2) + d = 4.75$ эВ – разница между глубиной потенциала, найденной из модуля упругости, и из энергии сублимации при $T = 0$ К и $P = 0$. Значение: $d = \Delta D -$

$(D/2) = (D/2) - D_s = (\Delta D - D_s)/2 = 0.535$ эВ – это энергия притяжения, обобщенного в ковалентной связи, валентного электрона к «своему» иону углерода.

Показано, что при упругой (обратимой) деформации ковалентного кристалла работают одновременно сильное и слабое звенья ковалентной связи и глубина потенциала (1) равна D . Именно из значения D и необходимо рассчитывать такие параметры, при измерении которых не происходит разрыва межатомных связей: скорость звука, температура Дебая, коэффициент теплового расширения. Но при пластической (необратимой) деформации ковалентного кристалла рвутся только слабые звенья связи, и глубина потенциала (1) определяется величиной D_s . Поэтому из величины D_s определяются такие (связанные с разрывом межатомных связей) параметры, как энергия сублимации, поверхностная энергия, энергия образования вакансий и самодиффузии атомов.

Работа выполнена при поддержке Программы Президиума РАН (проект № 2.1.19) и РФФИ (гранты № 09–08–96508-р-юг-а и № 10–02–00085-а).

Список литературы

1. Магомедов М.Н. О природе ковалентной связи в кристаллах подгруппы углерода // Журнал Неорганической Химии. 2004. Т. 49. № 12. С. 2057 – 2067.
2. Магомедов М.Н. Изучение межатомного взаимодействия, образования вакансий и самодиффузии в кристаллах. М.: Физматлит, 2010. 544 с.

ОБ ИЗМЕНЕНИИ ПОВЕРХНОСТНОЙ ЭНЕРГИИ КРИСТАЛЛОВ ПРИ БОЛЬШИХ ДАВЛЕНИЯХ

Магомедов М.Н.

Россия, УРАН Институт проблем геотермии Дагестанского НЦ РАН, e-mail: mahmag@dinet.ru

ON THE CHANGE OF THE CRYSTAL'S SURFACE ENERGY UNDER HIGH PRESSURES

Magomedov M.N.

It is shown that the isotherm of the specific surface energy (σ) versus of the value of compression (V/V_0) of the crystal is achieving of maximum at $(V/V_0)_{\max}$, and its is sharply decreasing under the next compressions. Under $V/V_0 \leq (V/V_0)_{fr} < (V/V_0)_{\max}$ the surface energy is the negative: $\sigma(V/V_0)_{fr} = 0$, that must to stimulate the process of the crystal fragmentation: the increase of the specific (per atom) intercrystallite surfaces.

Используя для колебательного спектра кристалла модель Эйнштейна и приближение взаимодействия «только ближайших соседей», для удельной (на единицу площади) поверхностной энергии грани (100) кристалла (σ) и ее производной по температуре (T) было получено [1, 2]:

$$\sigma = -\frac{k_n D R^2 L_e}{12 \alpha^{2/3} r_0^2}, \quad \left(\frac{\partial \sigma}{\partial T}\right)_V = -\frac{3 \gamma k_b R^2}{2 \alpha^{2/3} (b+2) r_0^2} F_E \left(\frac{\Theta_e}{T}\right), \quad (1)$$

где k_n – первое координационное число, $R = r_0/c$, c – расстояние между центрами ближайших атомов, $\alpha = \pi/(6kr)$, kr – коэффициент упаковки структуры, k_b – постоянная Больцмана, D и r_0 – глубина и координата минимума парного потенциала межатомного взаимодействия типа Ми-Леннарда-Джонса:

$$\varphi(r) = \frac{D}{(b-a)} \left[a \left(\frac{r_0}{r}\right)^b - b \left(\frac{r_0}{r}\right)^a \right], \quad \text{где } b > a. \quad (2)$$

Входящие в (1) функции L_e и $F_E(y)$ имеют вид:

$$L_e = U(R) + \frac{18 \gamma}{(b+2)} \frac{k_b \Theta_e}{D k_n} E_w \left(\frac{\Theta_e}{T}\right), \quad F_E(y) = \frac{y^2 \exp(y)}{[\exp(y)-1]^2}, \quad (3)$$

$$U(R) = \frac{aR^b - bR^a}{b-a}, \quad \gamma = - \left(\frac{\partial \ln \Theta_e}{\partial \ln V} \right)_T, \quad E_w(y) = 0.5 + \frac{1}{[\exp(y) - 1]}.$$

Функции Θ_e и γ – это температура Эйнштейна и параметр Грюнайзена, которые зависят от плотности кристалла и параметров потенциала (2) [2, 3]. Полагалось, что Θ_e и γ не меняются при изохорном нагреве. Показано, что при сильном сжатии ($c \ll r_0$) выполняются соотношения:

$$\lim_{V/V_0 \rightarrow 0} \Theta_e = \Theta_e \max = kn D / (3 kb), \quad \lim_{V/V_0 \rightarrow 0} \gamma \rightarrow 0, \quad (4)$$

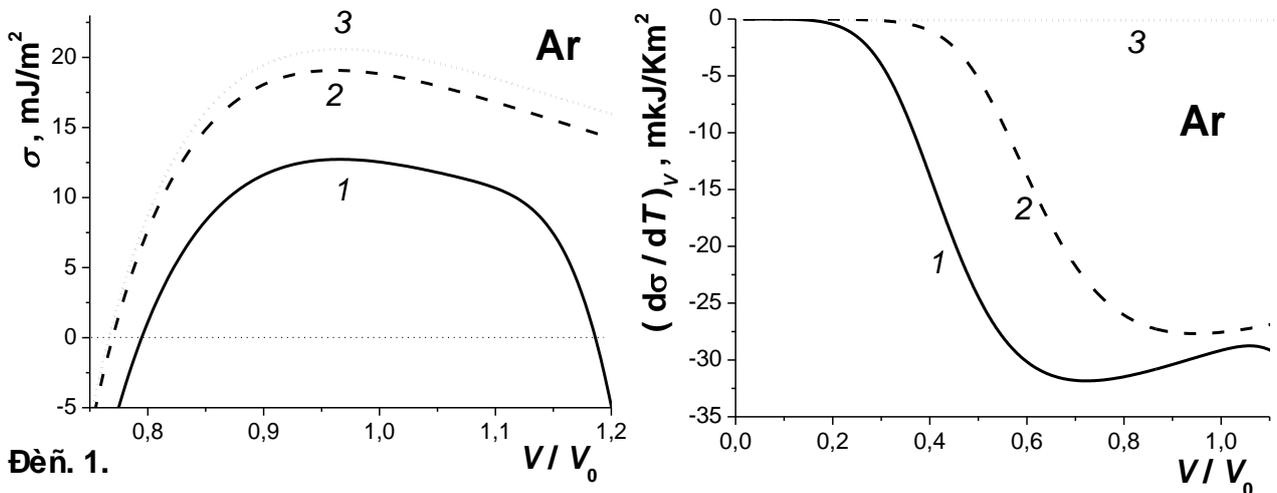
где V/V_0 – отношение молярных объемов при давлении P и температуре T , и при $P = 0$ и $T = 0$ К: $V_0 = NA (\pi/6 kr) r_0^3$, где NA – число Авогадро.

Формулы (1) были апробированы при температурах от 0 К и до плавления (T_m), и показали хорошее согласие с экспериментальными оценками для многих элементарных кристаллов с различными структурами, характером химической связи и ролью квантовых эффектов [1, 2]. Из (1) и (4) легко получить предельное значение для $(\partial\sigma/\partial T)V$ при сильном сжатии кристалла:

$$\lim_{V/V_0 \rightarrow 0} (\partial\sigma/\partial T)V = - \{3 kb / [2 \alpha 2/3 (b + 2) r_0^2]\} FE(\Theta_e \max/T) \lim_{V/V_0 \rightarrow 0} \gamma R^2 = 0 \quad (5)$$

Из (1) и (5) видно, что $(\partial\sigma/\partial T)V \leq 0$, а при $V/V_0 = 0$ функция достигает максимума равного нулю.

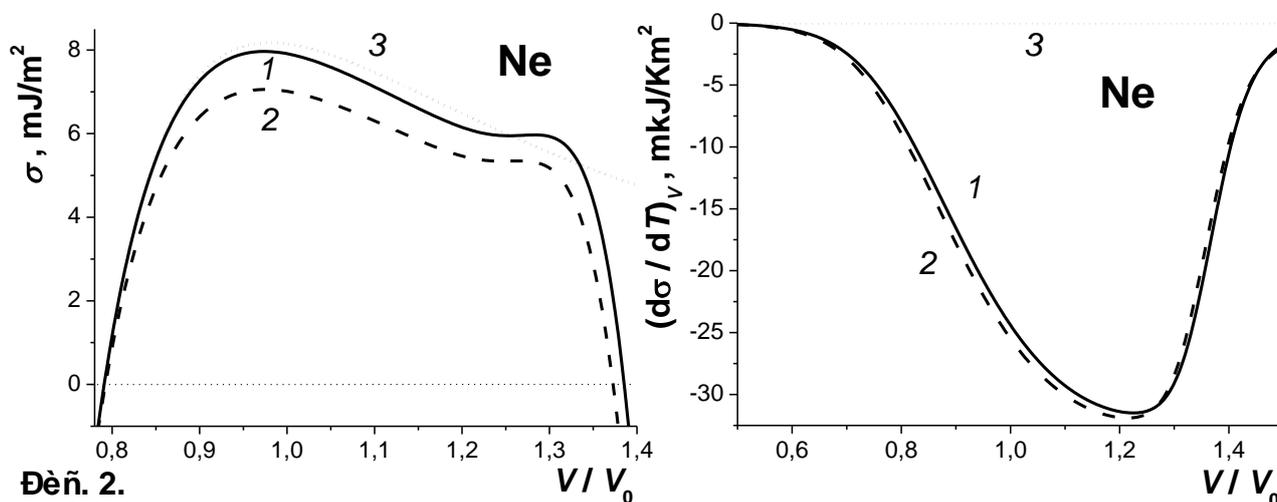
Полагая, что структура кристаллов и параметры межатомного потенциала (2) не меняются при сжатии, было изучено поведение функций из (1) вдоль различных изотерм при сжатиях от $V/V_0 = 1.2$ до $V/V_0 = 0.02$. Расчеты выполнены для всех ГЦК кристаллов инертных газов (от Ne до Rn), ОЦК-железа, алмаза и кремния. При расчетах были учтены активационные процессы: образование вакансий и самодиффузия. Показано, что при сжатии изотерма $\sigma(V/V_0)$, достигнув максимума при $(V/V_0)_{\max}$, резко уменьшается при дальнейшем сжатии. При $V/V_0 \leq (V/V_0)_{fr} < (V/V_0)_{\max}$ поверхностная энергия становится отрицательной: $\sigma(V/V_0)_{fr} = 0$, что должно стимулировать процесс фрагментации кристалла: увеличения удельной (на атом) межкристаллитной поверхности. Показано, что при высоких температурах условие фрагментации наблюдается и при всестороннем растяжении



кристалла, но оно лежит уже в области жидкой фазы, т.е. при $V/V_0 > 1.1$.

На рис. 1 показаны изотермические зависимости функций σ и $(\partial\sigma/\partial T)V$ от V/V_0 для ГЦК-аргона. Сплошная линия 1 – изотерма $T = 300$ К, пунктир 2 – изотерма $T_m = 83.78$ К, точечная линия 3 – изотерма $T = 1$ К. Видно, что при $T = 300$ К условие фрагментации: $\sigma \leq 0$, выполняется как при сжатии, так и при всестороннем растяжении кристалла аргона.

Также было изучено изменение функций σ и $(\partial\sigma/\partial T)_V$ при уменьшении размера кристалла. Так как в формализме модели использовано приближение взаимодействия «только ближайших соседей», то ограничение системы поверхностью приведет к тому, что вместо k_n необходимо брать $\langle k_n \rangle$ – среднее (по всему нанокристаллу) значение первого координационного числа, которое будет зависеть как от размера (числа атомов), так и от формы нанокристалла. При этом структура решетки полагалась неизменной: $k_p = \text{const}$. Нормированное среднее значение первого координационного числа $k_n^* = \langle k_n \rangle / k_n(N=\infty)$ брались равным: $k_n^* = k_n^* = 0.9$, т.е. $\langle k_n \rangle = 10.8$, что соответствует: $N \cong 500$.



На рис. 2 показаны изотермы зависимости функций σ и $(\partial\sigma/\partial T)_V$ от V/V_0 для ГЦК-неона. Сплошная и пунктирная линии – изотерма $T_m = 24.57$ К для макрокристалла (1) и для нанокристалла (2), точечная линия 3 – изотерма $T = 1$ К для макрокристалла. Видно, что для нанокристалла область, где выполняется: $\sigma \geq 0$, сужается, а область минимума у $(\partial\sigma/\partial T)_V$ сдвигается влево.

Работа выполнена при поддержке Программы Президиума РАН (проект № 2.1.19) и РФФИ (гранты № 09–08–96508-р-юг-а и № 10–02–00085-а).

Список литературы

1. Магомедов М.Н. О зависимости поверхностной энергии от размера и формы нанокристалла // Физика Твёрдого Тела. 2004. Т. 46. № 5. С. 924 – 937.
2. Магомедов М.Н. Изучение межатомного взаимодействия, образования вакансий и самодиффузии в кристаллах. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2010. 544 с.
3. Магомедов М.Н. Об определении температуры Дебая из экспериментальных данных // Физика Твёрдого Тела. 2003. Т. 45. № 1. С. 33 – 36.

ВЛИЯНИЕ ПАРОВ ОКСИДА КАДМИЯ НА СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ

Малкин А.И., Занозин В.М., Полукарова З.М.

Россия, г. Москва, Институт физической химии и электрохимии им. А.Н.Фrumкина РАН, e-mail: zmpol@rambler.ru

EFFECT OF CADMIUM VAPOR ON THE PROPERTIES OF METALS

Malkin A.I., Zanozin V.M., Polukarova Z.M.

The influence of environmental cadmium vapor on the properties, metallographic features of fracture, the distribution of components in the field of damage during deformation of metals

Среди потенциально опасных компонентов рабочей среды, с точки зрения влияния на ресурс свойств материалов, могут быть оксиды, - как компоненты рабочей среды, так и образующиеся в работающем сплаве. Например, известно, что легкоплавкие ванадаты (V_2O_5), в результате реакции с поверхностными оксидами суперсплавов на Ni- или Co-ой основе, разрушают защитный характер этих оксидов (эффект Contaminant Flux Rate). Аналогично, оксиды бора, формируясь в борсодержащих сплавах, плавящиеся в интервале $300\div 600^\circ C$ (в зависимости от модификации), взаимодействуют с оксидами большинства металлов с образованием легкоплавких боратов, что приводит к увеличению на порядок и более скорости окисления сплавов.

В настоящей работе изучено влияние паровой фазы оксида кадмия на механические свойства, металлографические особенности разрушения («Neophot-21»), распределение компонентов («Philips», «JSM-U3», «Сameбах») в местах повреждений при деформации сплавов на никелевой основе ЖС6КП.

В условиях испытаний на длительную прочность при температуре $975^\circ C$ и нагружении 200 МПа время до разрушения образцов составляло в парах оксида кадмия ~ 40 часов. У контрольных образцов оно выше, ~ 50 часов. Атомно-абсорбционным методом («Перкин-Элмер 503») на поверхности образцов после испытаний определена концентрация кадмия: $2,4 \text{ мкг/см}^2$.

В присутствии паров CdO увеличивается количество трещин, их протяженность, встречается несовпадение мест разрушения с местом максимума напряжений.

Вариант разрушения отслаиванием, возможно, облегчается образованием под поверхностью образца почти параллельной ей полосы строчечного скопления включений (рис.1), обогащенных хромом, молибденом, вольфрамом, обедненных никелем, кобальтом.

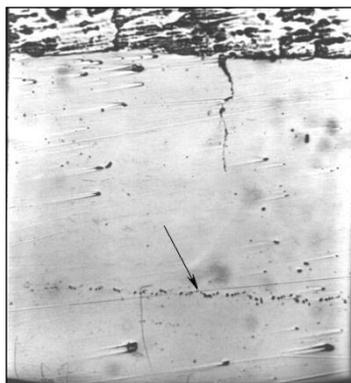


Рис.1. Трещина и строчечное включение (отмечено стрелкой) в образце.

Легколетучий оксид кадмия вызывает перераспределение элементов в сплаве. Послойным микроанализом установлено по берегам трещин повышенное содержание алюминия (в 5-6 раз), титана (в 2 раза), железа (в 3 раза), хрома. В вершинах некоторых трещин отмечено присутствие кадмия.

Обогащение берегов трещин алюминием наблюдается и у контрольных образцов, но не более 2-кратного.

В берегах и русле трещин одновременно обнаруживается повышенное содержание алюминия и кислорода (рис.2), что свидетельствует о том, что русло трещины «забито» оксидом алюминия.

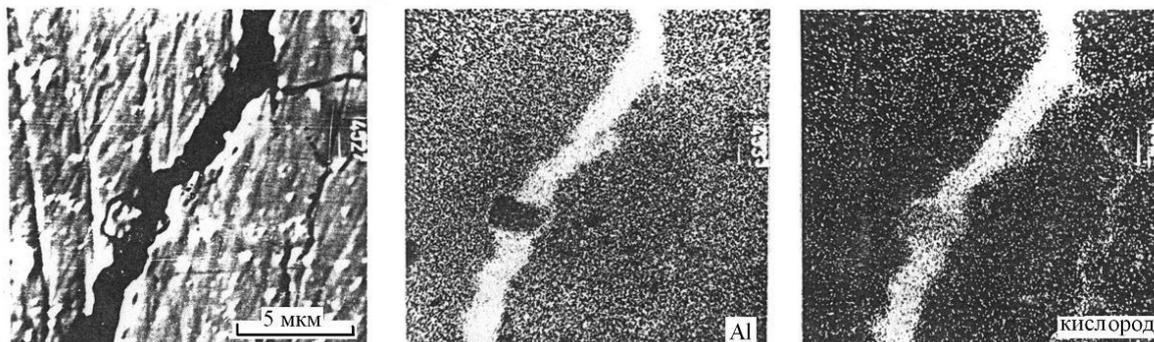


Рис.2. Русло трещины «забито» оксидом алюминия.

Такие изменения в поведении сплавов в присутствии CdO можно связать, по меньшей мере, с двумя сопряженными механизмами действия среды:

а) резкое ускорение окисления сплавов при взаимодействии с ионами более низкой валентности (при взаимодействии катионов двухвалентного кадмия с оксидами трехвалентных Cr, Al, четырехвалентного Ti), а также за счет кислорода CdO, освобождающегося в реакциях восстановления оксида;

б) проявление жидкометаллического охрупчивания - ЖМО (эффекта Ребиндера): в связи с низким значением свободной энергии Гиббса образования CdO и возможностью восстановления его элементами сплава, у восстановленного металлического кадмия появляется возможность на границе с деформируемыми сплавами существенно снижать межфазную поверхностную энергию (примерно на порядок), что предопределяет облегчение разрушения сплавов по механизму ЖМО.

Таким образом, оксиды кадмия, восстанавливаясь, служат переносчиками кислорода, окисляя легирующие компоненты сплава (в первую очередь, обладающих большим сродством к кислороду Al, Cr, Ti) и вызывая их перераспределение. Восстановленный металлический кадмий, в свою очередь, вызывает сопровождающее явление ЖМО. Создаются условия взаимного влияния (ускорения) двух эффектов, ухудшающих эксплуатационные свойства конструкционных материалов.

СТРУКТУРНЫЕ ПЕРЕСТРОЙКИ КРАУДИОННЫХ КОМПЛЕКСОВ ПРИ ВНЕШНЕМ ВОЗДЕЙСТВИИ НА КРИСТАЛЛ

Маркидонов А.В.¹, Старостенков М.Д.², Барчук А.А.³

¹ Россия, Филиал Кузбасского государственного технического университета в г. Новокузнецке,

² Россия, Алтайский государственный технический университет им. И.И.Ползунова,

³ Россия, Кузбасская государственная педагогическая академия.

E-mail: markidonov_artem@mail.ru

STRUCTURAL MODIFICATIONS CROUDIONS COMPLEXES UNDER EXTERNAL ACTIONS ON THE CRYSTAL

Markidonov A.V., Starostenkov M.D., Barchuk A.A.

Three-dimensional fcc crystal with a single and aggregates crowdions studied by molecular dynamics. Impact on these defects in the longitudinal waves is considered. Waves propagating in the crystal with different velocities are studied. The transformation process crowdion aggregates due to of the longitudinal waves is shown.

Известно, что кластеры межузельных атомов, а также дислокационные петли в кристаллах могут объединяться в различные комплексы краудионов. При этом, в связи с высокой диффузионной подвижностью межузельных атомов и их дальнедействующими полями напряжений, скорость подобных объединений может быть достаточно высокой [1]. На пространственную ориентацию комплексов влияют вакансионные кластеры, присутствующие в кристалле [2], а также коллективные смещения атомов, представляющие собой продольную волну, возникающие при низкоэнергетическом воздействии на структуру материала [3]. Данные конфигурации представляют интерес в связи с тем, что краудионы играют значительную роль при пластической деформации, в частности при наноиндентировании [4, 5]. Краудионные комплексы, также как и отдельные краудионы, обладают высокой подвижностью в связи с невысоким потенциальным барьером, разделяющим равновесные положения дефекта. Данная работа посвящена исследованию различных структурных трансформаций краудионов, при внешнем воздействии.

Эксперимент проводился по методу молекулярной динамики на расчетном блоке, имитирующем трехмерный кристалл чистого алюминия, состоящем из 30000 атомов. Взаимодействие между атомами описывалось с помощью парного потенциала Морзе. Исследование проводилось с помощью программы [6]. В начале эксперимента, в зависимости от условия задачи, в атомный ряд внедрялся избыточный атом для создания краудиона. После конструирования

расчетного блока, кристалл охлаждался в течение нескольких пикосекунд для исключения значительных колебаний атомов, и как следствие неустойчивости решетки. Внешнее воздействие имитировалось за счет присвоения некоторым атомам определенной скорости в нужном направлении. Возникающие при этом кооперативные атомные смещения, в дальнейшем трансформировались в продольную волну, распространяющуюся в кристалле. Затем включалась процедура релаксации структуры, посредством разогрева возле 0 К. Через определенные интервалы времени фиксировалось изменение структуры кристалла, происходящее в процессе релаксации без диссипации энергии за пределы расчетного блока.

Вначале рассмотрим расчетный блок, содержащий одиночный краудион. В случае если ось краудиона расположена в направлении, совпадающем с направлением распространения продольной волны, то ее прохождение вызывает смещение краудиона. Когда скорость движения краудиона уменьшается настолько, что кинетической энергии атомов не достаточно для преодоления потенциальных барьеров, происходит трансформация краудиона в гантельную конфигурацию межузельного атома. Чем выше скорость волны, тем на большем расстоянии от первоначального положения образуется гантель. Гантельная конфигурация наблюдается и в случае расположения краудиона под углом к направлению распространения волны.

Рассмотрим теперь плоский краудионный комплекс, т.е. комплекс, состоящий из нескольких краудионов расположенных в одной плоскости. Прохождение через данный комплекс продольной волны, распространяющейся в направлении оси краудионов, вызывает их смещение в направлении движения фронта. В случае если данный комплекс расположен под углом к направлению распространения волны, то также в большинстве случаев возникает смещение комплексов, но уже в направлении своей оси. В ряде экспериментов, при скорости волны в два раза больше скорости звука, наблюдались структурные превращения краудионных комплексов. Это происходило следующим образом. При прохождении продольной волны через комплекс, он распадался на отдельные краудионы, смещенные в разных плотноупакованных направлениях кристалла. При дальнейшей релаксации структуры, наблюдалось объединение краудионов в новый комплекс, ориентированный под углом $\pi/6$ к первоначальному.

Далее рассмотрим объемный краудионный комплекс. Данный комплекс представляет собой несколько краудионов, расположенных в соседних плоскостях. Возникновение продольной волны, распространяющейся в кристалле со сверхзвуковой скоростью, вызывает смещение комплекса, в случае если его ось расположена вдоль направления волны. Если же комплекс расположен под углом, то звуковая волна не оказывает на него никакого воздействия. В данном случае смещение агрегата может вызвать волна, распространяющаяся с гораздо большей скоростью, например в полтора раза. При значительном увеличении скорости волны краудионный комплекс может распадаться на отдельные составляющие. Так при скорости волны в два раза превышающей скорость звука в рассматриваемом материале, объемный краудионный комплекс из четырех краудионов расщеплялся на два комплекса, расположенных под углом $2\pi/3$. При последующей релаксации кристалла, данные комплексы неоднократно меняли свое положение, до тех пор, пока не объединились в один. Этот процесс интересен тем, что позволяет проследить пересечение краудионов, расположенных в разных атомных рядах. Так в данном эксперименте, в процессе релаксации комплексы сближаются и пересекаются. В данный момент один из краудионов «изгибается», тем самым одной половиной образовывая с противоположными краудионами плоский комплекс. При дальнейшем протекании эксперимента краудионы объединяются в единый агрегат, ориентированный вдоль направления $\langle 011 \rangle$.

Проведенное исследование показало, что краудионные комплексы, образующиеся как в процессе релаксации кристалла, так и при прохождении продольных волн, являются достаточно устойчивыми конфигурациями. Структурные перестройки комплексов могут наблюдаться лишь при высокоэнергетическом воздействии, когда наблюдаются высокие скорости кооперативных атомных смещений, и, как следствие, высокие скорости продольных волн. Подобные скорости могут наблюдаться относительно длительное время вдоль плотноупакованных направлений, и возникать при взрывных выделениях энергии, как, например, в момент образования термического пика в облученном материале [6]. Очевидно, что несколько подобных волн, следующих друг за другом, могут трансформировать группы межузельных атомов в краудионные комплексы, затем выравнивать их в одном направлении, и перемещать на некоторые расстояния.

Литература

1. Полетаев Г.М. Атомные механизмы структурно-энергетических превращений в объеме кристаллов и вблизи границ зерен наклона в ГЦК металлах / Автореферат дисс. на соиск. уч. ст. д. ф.-м. н. Барнаул. 2008. 38 с.
2. Медведев Н.Н., Старостенков М.Д., Полетаев Г.М., Пожидаева О.В., Терещенко О.А., Ракитин Р.Ю., Краснов В.Ю., Попов В.А., Образование и агрегатизация пар Френкеля при имплантации внедренных атомов в сплаве Ni₃Al // Изв. вузов. Физика. 2007. №9. Приложение. С. 421 - 423.
3. Маркидонов А.В., Тихонова Т.А., Нуркенова Б.Д., Полетаев Г.М., Старостенков М.Д. Воздействие продольных волн на комплексы точечных дефектов в ГЦК кристалле // Известия Алтайского государственного университета. Раздел Физика. 2010. № 1/2 (65). С. 175 - 178.
4. Головин Ю.И., Тюрин А.И. Недислокационная пластичность и ее роль в массопереносе и формировании отпечатка при динамическом индентировании // Физика твердого тела. 2000. Т.42. Вып.10. С. 1818 – 1820.
5. Инденбом В.Л. Межузельный (краудионный) механизм пластической деформации и разрушения // Письма в ЖЭТФ. 1970. Т.12. С. 526 – 528.
6. Полетаев Г.М. Моделирование методом молекулярной динамики структурно-энергетических превращений в трехмерных ГЦК металлах (MD3). Свидетельство о гос. регистрации программы для ЭВМ №2008610486 от 25.01.2008.
7. Овчинников В.В. Радиационно-динамические эффекты. Возможности формирования уникальных структурных состояний и свойств конденсированных сред // Успехи физических наук. 2008. Т.178. №9. С. 991 – 1001.

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ КООПЕРАТИВНЫХ АТОМНЫХ СМЕЩЕНИЙ С КРАУДИОНАМИ

Маркидонов А.В.¹, Старостенков М.Д.², Барчук А.А.³

¹ Россия, Филиал Кузбасского государственного технического университета в г. Новокузнецке,

² Россия, Алтайский государственный технический университет им. И.И.Ползунова,

³ Россия, Кузбасская государственная педагогическая академия.

E-mail: markidonov_artem@mail.ru

COOPERATIVE ATOMIC DISPLACEMENT INTERACT WITH CROWDIONS

Markidonov A.V., Starostenkov M.D., Varchuk A.A.

Three-dimensional fcc crystal containing single crowdions investigated using molecular dynamics method. Cooperative atomic displacements are considered as a longitudinal wave. Impact on the crystal of the longitudinal wave was studied. Interactions wave and crowdions show.

Одной из возможных конфигураций межузельного атома в кристалле является краудион. Именно краудионы играют значительную роль при пластической деформации в случае малой подвижности дислокаций [1, 2], и, кроме этого, по краудионному механизму осуществляется массоперенос при наноиндентировании материалов, в частности на начальной стадии [3, 4]. Краудионы достаточно подвижны благодаря низкому потенциальному барьеру, разделяющему два равновесных положения центра дефекта. Очевидно, что данное свойство является ключевым при различного рода структурных превращениях в неравновесных состояниях системы. В связи с этим интерес представляет механизм, который приводит в движение краудионы и их комплексы. Исследования показывают, что одним из таких механизмов может являться воздействие продольных волн, возникающих в кристалле при различных внешних воздействиях, и в частности, при взрывных выделениях энергии [5]. В данной работе изложены результаты исследования взаимодействия подобного рода волн с краудионами.

Эксперимент проводился по методу молекулярной динамики на расчетном блоке, имитирующем трехмерный кристалл чистого алюминия, состоящем из 30000 атомов. Взаимодействие между атомами описывалось с помощью парного потенциала Морзе. Исследование

проводилось с помощью программы [6]. В начале эксперимента в атомный ряд внедрялся избыточный атом для создания краудиона. После конструирования расчетного блока, кристалл охлаждался в течение нескольких пикосекунд для исключения значительных колебаний атомов, и как следствие неустойчивости решетки. Внешнее воздействие имитировалось за счет присвоения некоторым атома определенной скорости в нужном направлении. Возникающие при этом кооперативные атомные смещения, в дальнейшем трансформировались в продольную волну, распространяющуюся в кристалле. Затем включалась процедура релаксации структуры, посредством разогрева возле 0 К. Через определенные интервалы времени фиксировалось изменение структуры кристалла, происходящее в процессе релаксации без диссипации энергии за пределы расчетного блока.

Для начала рассмотрим кооперативные атомные смещения, трансформирующиеся в волны, которые распространяются в кристалле с различными скоростями. Оценка полной энергии расчетного блока показала, что в начале эксперимента энергия расчетного блока значительно возрастает, и в дальнейшем с некоторыми осцилляциями выходит на некоторый средний уровень. При этом большая начальная скорость, присвоенная атомам, вызывает большее сжатие во фронте образующейся волны, и как следствие возникают более значительные осцилляции энергии. При небольшом значении начальной скорости атомов, кооперативные атомные смещения достаточно быстро превращаются в тепловые колебания атомов, в результате чего значительные осцилляции энергии либо практически не наблюдаются, либо быстро прекращаются.

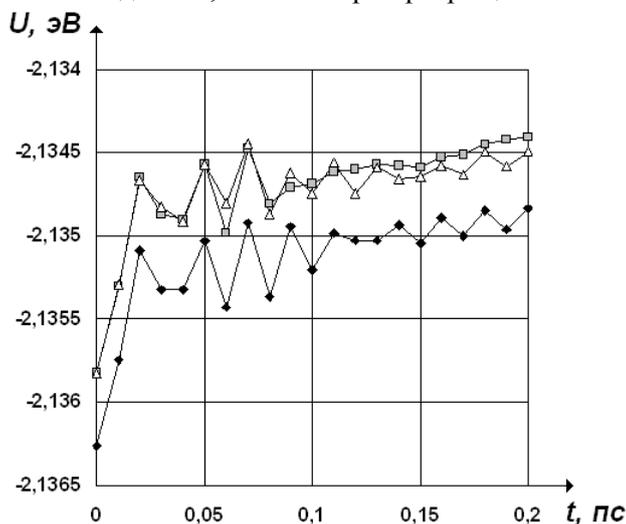


Рис. 1. Изменение полной энергии расчетного блока приходящейся на один атом, при сообщении группе, состоящей из четырех атомов, скорости равной 104 м/с, в случае если расчетный блок не содержит краудиона (\blacklozenge), ось краудиона расположена под углом (\blacksquare) и сонаправлена (\blacktriangle)

Рассмотрим теперь одиночный краудион. В случае если ось краудиона расположена в направлении, совпадающем с направлением распространения продольной волны, то ее прохождение вызывает смещение краудиона. Когда скорость движения краудиона уменьшается настолько, что кинетической энергии атомов не достаточно для преодоления потенциальных барьеров, происходит трансформация краудиона в гантельную конфигурацию межузельного атома. Чем выше скорость волны, тем на большем расстоянии от первоначального положения образуется гантель.

В случае если одиночный краудион расположен под углом к направлению распространения продольной волны, то тогда проходящая волна также заставляет краудион трансформироваться в гантель. В релаксирующей после прохождения волны структуре, лишний атом, являющийся центром краудиона, занимает место в узле кристаллической решетки, а сместившаяся при этом цепочка атомов завершается гантелью.

О поведении продольной волны при встрече с краудионом можно судить по полной энергии расчетного блока. Изменение энергии в зависимости от расположения краудиона представлено на рис. 1. Так же на этом рисунке для сравнения приведено изменение энергии расчетного блока без дефекта.

Из графика видно, что в начале эксперимента наблюдаются осцилляции энергии. Но после встречи с краудионом, ось которого расположена под углом к направлению распространения кооперативных атомных смещений, осцилляции прекращаются. Это свидетельствует о том, что волна испытывает рассеивание на данном дефекте.

Проведенное исследование показало, что одиночный краудион является не стабильной конфигурацией и при воздействии на кристаллическую структуру трансформируется в гантельную конфигурацию.

Литература

1. Инденбом В.Л. Межузельный (краудионный) механизм пластической деформации и разрушения // Письма в ЖЭТФ. 1970. Т.12. С. 526 - 528.
2. Дранова Ж.И., Дьяченко А.М., Михайловский И.М. О краудионном механизме пластической деформации // Письма в ЖЭТФ. 1971. Т.13. С. 40 - 43.
3. Головин Ю.И., Тюрин А.И. О межузельных механизмах пластического течения на начальной стадии погружения индентора при микроиндентировании // Письма в ЖЭТФ. 1994. Т.60. Вып.10. С. 722 – 726.
4. Головин Ю.И., Тюрин А.И. Недислокационная пластичность и ее роль в массопереносе и формировании отпечатка при динамическом индентировании // Физика твердого тела. 2000. Т.42. Вып.10. С. 1818 – 1820.
5. Овчинников В.В. Радиационно-динамические эффекты. Возможности формирования уникальных структурных состояний и свойств конденсированных сред // Успехи физических наук. 2008. Т.178. №9. С. 991 – 1001.
6. Полетаев Г.М. Моделирование методом молекулярной динамики структурно-энергетических превращений в трехмерных ГЦК металлах (MD3). Свидетельство о гос. регистрации программы для ЭВМ №2008610486 от 25.01.2008.

КВАЗИ-ЭЛЕМЕНТАРНАЯ ЯЧЕЙКА И АТОМНАЯ СТРУКТУРА КВАЗИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА $Al_{72}Ni_{20}Co_8$

Михалюк А.Н.

Россия, Дальневосточный Федеральный Университет, mih-alexey@yandex.ru

THE QUASI-UNIT CELL AND ATOMIC STRUCTURE OF QUASICRYSTALLINE ALLOY $Al_{72}Ni_{20}Co_8$

Mihalyuk A.N.

In this paper we make a comparison of different quasi-unit-cell models to Penrose tiling for decagonal quasicrystals. The three-element alloy $Al_{72}Ni_{20}Co_8$ is the one of the perfect representative of decagonal quasicrystals, according to which we compare the Gummelt decagon and our quasi-unit cell model. In the role of comparison criteria we employ the configurational entropy, which points to the geometrical perfection of the model, we consider the atomic decoration, which represents the atomic structure of given alloy, and use certain structural-topological features.

В понимании свойств и структуры квазикристаллов есть большой практический интерес - квазикристаллические тела прочнее и менее подвержены деформациям, нежели обычные кристаллы, созданные из подобных элементов, фотонная энергетическая запрещенная зона в некоторых квазикристаллических диэлектриках может сделать их чрезвычайно ценными в схемах, работающих на основе не электронов, а света.

Что касается структуры пентасимметричных квазикристаллов, то основным примером для их описания выступает мозаика Пенроуза, предложенная Роджером Пенроузом как способ неперiodического замощения плоскости [1]. Она образуется при помощи «широкого» и «узкого» «золотых» ромбов с рёбрами, помеченными стрелочками согласования. Однако проблемой такого

подхода выявилось то, что последовательные присоединения плиток, основные на «правилах согласования стрелочек», приводили к дефектам. В качестве решения этой проблемы при построении покрытия было предложено использовать зародыш, в качестве которого выступал топологический дефект определённого типа [2], от которого паркет уже мог бы расти до бесконечности без каких-либо дальнейших дефектов. Однако в таком случае покрытие уже не может называться совершенным, поскольку в центре покрытия, замощения присутствует дефект. Другим решением данной проблемы было предложение использовать одиночный декагон Гуммеля (рис.1а), вместо двух плиток Пенроуза, а так же использовать более простые локальные правила, отбросив стрелочки согласования. [3,4]. Декагон Гуммеля было приятно считать истинной и единственной квази-элементарной ячейкой для декагональных квазикристаллов, для которой позднее была предложена соответствующая атомная декорация, благодаря рассмотрению моно-зерновых образцов при помощи высокоразрешающей сканирующей просвечивающей микроскопии с корректором сферических aberrаций [5,6].

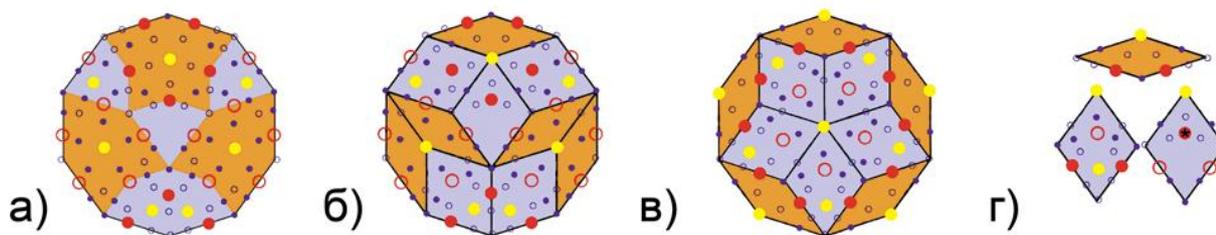


Рисунок 1 – Примеры элементарных ячеек и их атомной декорации для паркета Пенроуза: декагон Гуммеля (а), звёздчатый и дорзальный декагоны (б,в); декомпозиция дорзального и звёздчатого декагонов на «золотые» ромбы Пенроуза (г).

В данной работе мы предлагаем альтернативную модель квази-элементарной ячейки, и показываем, что декагон Гуммеля не является единственной моделью, с помощью которой можно выполнить синтез декагонального паркета Пенроуза. В работе [7] мы показываем, что существует два типа декагонов, при помощи которых можно осуществить синтез совершенного паркета Пенроуза. Мы предлагаем так называемый дорзальный декагон (рис.1б), а так же звёздчатый декагон (рис.1в), оба из которых имеют выпуклую оболочку в виде правильного десятиугольника, и состоят из 10 ромбов (широких и узких) (рис.1г) [7].

Несмотря на то, что наша модель предполагает пару элементов, вместо одного в случае с декагоном Гуммеля, существенным преимуществом здесь является то, что данные декагоны являются симплексами, т.е. агрегированы из элементов, или симплексов более низкой размерности – «широкого» и «узкого» «золотых» ромбов, изначально предложенных Пенроузом как фундаментальные составляющие мозаики Пенроуза. Однако декагон Гуммеля не предполагает подобной процедуры декомпозиции, и, следовательно, не является симплексом, т.е. геометрической фигурой образованной из симплексов низших размерностей. Это обстоятельство указывает на некоторый структурно-топологический недостаток. Несимметричная звезда, и наличие «дротиков» двух типов лежащих в основе декагона Гуммеля свидетельствует о внутренней симметричной сложности и избыточности. В то время как квази-элементарная ячейка, предлагаемая нами, содержит всего два элемента, которые к тому же обладают симметричным совершенством, поскольку оба содержат свойства «золотого» сечения, которое, как известно, связано с пентагональной симметрией. Свойство пентасимметричности по нашему мнению, должно быть сохранено и отражено и в самой элементарной ячейке так же, что собственно и демонстрирует наша модель.

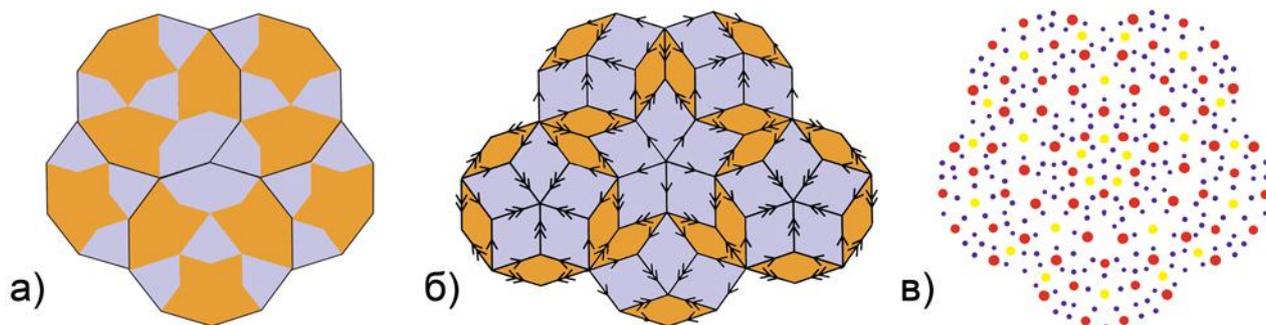


Рисунок 2 – Построение паркета Пенроуза при помощи одиночного декагона Гуммельта (а), и при помощи пары декагонов - дорзального и звёздчатого (б); атомная декорация сплава $Al_{72}Ni_{20}Co_8$ (маленькие точки – атомы Al; крупные светлые точки – атомы Co, крупные тёмные – атомы Ni) (в)

В качестве количественной меры геометрического совершенства была выбрана конфигурационная энтропия, рассчитанная в форме Вайда (мажоранта Шенноновской энтропии), которая отражает меру упорядоченности кластера. Декагон Гуммельта является 18-точечным кластером, а дорзальный и звёздчатый декагоны – 16-точечными кластерами. Значение конфигурационной энтропии для звёздчатого декагона составляет 0,924058, для дорзального декагона 0,924121 и для декагона Гуммельта 0,932803. Как видно самым упорядоченным (совершенным) является звёздчатый декагон, далее с небольшим отрывом следует дорзальный декагон и сравнительно высокое значение получает декагон Гуммельта. Что касается атомной структуры, установленной экспериментальным путём при помощи высокоразрешающей STEM-микроскопии (рис.2в) [5,6], то здесь обе модели одинаковым образом отражают атомную декорацию.

Литература:

1. R. Penrose. Bull. Inst. Math. Applic. 10, 266–271 (1974).
2. H.-C. Jeong. Phys. Rev. Lett. 98, 135501 (2007).
3. P. Gummelt. Geometriae Dedicata 62, 1-17 (1996).
4. P.J. Steinhardt, H.-C. Jeong Nature (London) 382, 433–435 (1996).
5. P.J. Steinhardt et al. Nature (London) 396, 55–57 (1998).
6. Y. Yan, S.J. Pennycook. Nature (London) 403, 266-267 (1999).
7. A.N. Mihalyuk, P.L. Titov, S.A. Shegoleva et al. Phys. Rev. E (2011) (to be published).

МЕЗОСКОПИЧЕСКАЯ ДИСПЕРСИЯ ДЛИН ПРОБЕГОВ ДИСЛОКАЦИЙ В КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ

Петухов Б. В.

Россия, Институт кристаллографии им А. В. Шубникова РАН petukhov@ns.crys.ras.ru

MESOSCOPIC VARIANCE OF DISLOCATION DISPLACEMENTS IN CRYSTALLINE MATERIALS

Petukhov B. V.

It is shown that a large variance of dislocation displacements found experimentally and the delay in its relaxation to a steady value in semiconductor materials can be explained by the stochastic nature of the dislocationkink formation. This stochastic nature results in the development of dislocationline roughness described by the scaling relations, including the mesoscopic time and space scales.

Показано, что экспериментально обнаруженная большая величина дисперсии длин пробегов дислокаций и затягивание ее выхода на стационарное значение в полупроводниковых материалах может объясняться стохастичностью процесса рождения дислокационных перегибов (кинков). Эта стохастичность приводит к развитию шероховатости линии дислокации, описываемой

скейлинговыми соотношениями, включающими в себя мезоскопические временные и пространственные масштабы.

Дислокации, будучи протяженными дефектами кристаллической решетки, оказывают существенное влияние на электрофизические и механические свойства полупроводников. Понимание закономерностей их динамики важно как для выращивания полупроводниковых кристаллов, так и для обеспечения стабильной работы изделий микроэлектроники. Совершенствование технологии производства полупроводниковых материалов открыло широкие возможности экспериментального изучения динамики отдельных дислокаций, доступных наблюдениям не на микроскопическом, а на мезоскопическом уровне. Движение дислокаций в достаточно чистых материалах контролируется собственным потенциальным рельефом кристаллической решетки и происходит путем термоактивируемого рождения пар перегибов (иначе, кинков) и последующего их разбегания вдоль линии дислокации [1]. Имеется большое количество исследований подвижности дислокаций в различных материалах, выполненных как методом избирательного химического травления поверхности, так и просвечивающими методами, включая наблюдения движения дислокаций *in situ* [1,2].

Значительно более сложной является проблема изучения динамики самих кинков, так как их непосредственное наблюдение требует перехода на микроскопический уровень. Такие исследования до настоящего времени уникальны [3]. Поэтому для расшифровки кинкового механизма представляют интерес дополнительные возможности косвенного изучения элементарных актов движения дислокаций, предоставляемые наблюдениями на мезоскопическом уровне, для которого существуют хорошо разработанные методики. В большинстве экспериментальных работ ограничиваются измерениями скорости перемещения дислокации как целого, тем самым отсекая значительный пласт доступной изучению информации. Теоретическое описание таких принципиально доступных изучению характеристик динамики дислокаций является целью настоящей работы.

Движение дислокаций в кристаллическом рельефе под нагрузкой представляет собой сложный стохастический процесс с участием многочисленных степеней свободы. Соответствующие закономерности являются предметом дискуссии исследователей. Наложение описывающей этот процесс модели на точно решенную задачу о распределении собственных значений случайных матриц позволяет внести в эту дискуссию ясность в пользу развития со временем шероховатости формы движущейся дислокации. Адаптация результатов математических работ дает в явном виде функцию распределения флуктуаций динамической формы дислокаций. Можно надеяться, что достигнутый значительный прогресс в теоретическом описании статистических свойств этих флуктуаций будет стимулировать экспериментальное исследование динамики дислокаций на более глубокой основе.

Благодаря предсказываемому теорией росту времени релаксации формы дислокации с ее размером многие статистические характеристики дислокации при достаточной ее протяженности L заметно превосходят микроскопические значения и могут изучаться на мезоскопическом уровне. В первую очередь это профиль движущейся дислокации, важнейшим параметром которого является его среднеквадратичная ширина. Имеющиеся к настоящему времени экспериментальные данные свидетельствуют о самоподобной эволюции этих величин. Наблюдающиеся отклонения от теоретических закономерностей сами по себе представляют интерес в плане изучения взаимодействия дислокаций с дефектами и контроля реальной структуры кристаллов.

САМОДИФФУЗИЯ ПО ГРАНИЦАМ ЗЕРЕН КРУЧЕНИЯ

Поletaев Г.М., Мартынов А.Н.* , Старостенков М.Д., Громов В.Е.* , Ивахин М.П.*

Россия, Алтайский государственный технический университет, e-mail: genphys@mail.ru

*Россия, Сибирский государственный индустриальный университет, e-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

SELFDIFFUSION ON BOUNDARIES OF GRAINS OF TORSION

Poletaev G.M., Martinov A.N., Starostenkov M.D., Gromov V.E., Ivakhin M.P.

The method of the molecular dynamics research the nuclear mechanism of diffusion on boundaries of grains of torsion (100), (110), (111) in FCC metals Ni, Cu, Al. It is shown that diffusion on twist boundaries is carried out by means of formation of chains of displaced atoms along kerns grain boundary the screw dislocations initiated, as a rule, near to knots of a dislocation net.

Выполнено исследование методом молекулярной динамики атомного механизма самодиффузии по границам зерен кручения (100), (110), (111) в ГЦК металлах Ni, Cu, Al и расчету энергии активации зернограницной диффузии. Выбор металлов обусловлен необходимостью сравнения результатов с полученными ранее при аналогичном исследовании границ наклона $\langle 100 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$ [1-3]. Как и в этих работах, граница зерен кручения создавалась в середине расчетного блока путем поворота двух ГЦК кристаллов (двух половин блока) на угол разориентации θ вокруг оси, перпендикулярной границе. Рассматривались три варианта плоскости границы (100), (110), (111).

Для описания межатомных взаимодействий использовались парные потенциалы Морза, параметры которых были рассчитаны с учетом пяти координационных сфер по параметру решетки, модулю всестороннего сжатия, энергии сублимации [1, 2]. При определении коэффициентов самодиффузии проводились компьютерные эксперименты продолжительностью 0,3-0,5 нс (30000-50000 итераций), в течение которых температура расчетного блока оставалась постоянной. В завершении, для исключения тепловых смещений атомов, проводилось охлаждение блока до 0 К.

Для рассматриваемых границ кручения при трех различных углах разориентации (6° , 15° , 24°) с помощью молекулярной динамики были получены зависимости $\ln D_T$ от T^{-1} , где D_T – коэффициент самодиффузии по границе зерен, T – температура. Пример зависимости для границы (100) с углом разориентации 24° приведен на рис.1. Энергия активации зернограницной диффузии и предэкспоненциальный множитель в соответствующем уравнении Аррениуса определялись с помощью полученных зависимостей $\ln D_T$ от T^{-1} . В таблице приведены значения энергии активации самодиффузии по рассматриваемым границам кручения для трех различных углов разориентации.

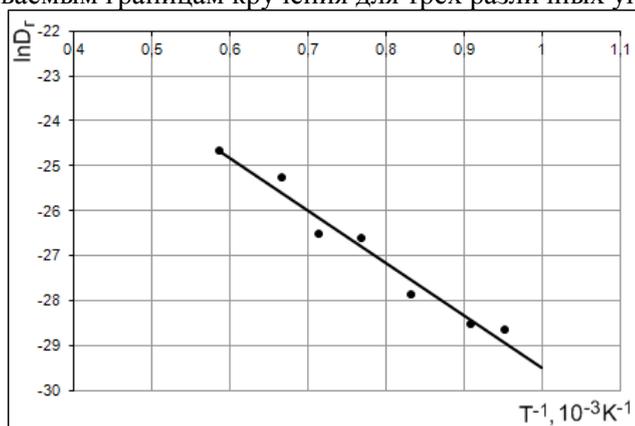


Рис.1. Зависимость $\ln D_T$ от T^{-1} для границы (100) с углом разориентации 24° в Ni

Как видно из таблицы, энергии активации диффузии по границам (100) и (110) резко отличаются друг от друга, – для границ (110) они существенно меньше. Это коррелирует с энергиями образования границ, рассчитанными ранее: энергия границ (110) примерно в полтора раза выше, чем границ (100), что свидетельствует о более высокой «дефектности» и структурном несовершенстве границ (110) по сравнению с границами (100), и тем более (111). Границы кручения (111) обладают чрезвычайно низкой диффузионной проницаемостью по сравнению с другими границами: кручения

(100) и (110) и наклона $\langle 111 \rangle$ и $\langle 100 \rangle$ [7-9]. Диффузионная проницаемость границ наклона $\langle 111 \rangle$ и $\langle 100 \rangle$ примерно близка к проницаемости границ кручения (100). Для угла разориентации 15° при температурах выше 0,7 от температуры плавления в работах [1-3] были получены следующие значения энергии активации диффузии: для границы $\langle 111 \rangle$ в Ni – 1,44 эВ, Cu – 0,64 эВ, Al – 0,57 эВ; для границы $\langle 100 \rangle$ в Ni – 1,26 эВ, Cu – 0,56 эВ, Al – 0,38 эВ.

С ростом угла разориентации, как и следовало ожидать, энергия активации диффузии уменьшается. Это происходит по причине повышения плотности зернограницных дислокаций и структурного несовершенства.

Полученные в модели значения удовлетворительно согласуются с известными справочными данными.

Для структурно «чистых» границ наклона известно, что миграция атомов в границе, как правило, происходит с образованием цепочек смещенных атомов, начинающихся и заканчивающихся на ступеньках краевых зернограницных дислокаций. При этом изменяется положение ступенек на одно межатомное расстояние. Единичные атомные скачки маловероятны, так как предполагают образование пары вакансии–междоузельный атом на близком расстоянии друг от друга в прямом, без ступенек, ядре дислокации.

Таблица. Энергия активации самодиффузии (эВ) по границам зерен кручения в Ni, Cu, Al при трех различных углах разориентации

Металл	Плоскость	Угол разориентации θ		
		6°	15°	24°
Ni	(100)	1,49	1,22	1,01
	(110)	0,38	0,32	0,30
	(111)	–	–	–
Cu	(100)	1,20	0,88	0,77
	(110)	0,35	0,29	0,25
	(111)	–	–	–
Al	(100)	0,70	0,53	0,42
	(110)	0,20	0,17	0,13
	(111)	–	–	–

Было обнаружено, что в процессе компьютерного эксперимента положение ядер зернограницных винтовых дислокаций может колебаться. В этом случае возникают характерные параллельные цепочки атомов, смещенных в противоположных направлениях. Такое изменение местоположения ядра винтовой дислокации было, как правило, временным, и в итоге, чаще всего, атомы возвращались на прежние позиции. Однако в некоторых случаях при возвращении дислокации на прежнее место атомы занимали не свое первоначальное местоположение, а соседних атомов. Образующаяся цепочка смещенных атомов, как правило, соединяла два соседних узла дислокационной сетки. В этом случае в одном узле сетки возникала вакансия, в другом – междоузельный атом, причем энергия образования этих дефектов, очевидно, ниже, чем в идеальном кристалле. Энергетически выгодно, конечно, в таких условиях образование замкнутых цепочек смещенных атомов, – тогда избыточные точечные дефекты в ядрах дислокаций рекомбинируют. Такие замкнутые цепочки, действительно, часто наблюдались в компьютерной модели.

С помощью метода молекулярной динамики показано, что самодиффузия по границам зерен кручения, как и по границам наклона, осуществляется посредством образования цепочек смещенных атомов вдоль ядер зернограницных дислокаций. В границах зерен наклона местами инициации цепочек атомных смещений выступали ступеньки краевых дислокаций, в границах кручения – узлы дислокационной сетки. В границах кручения, в отличие от границ наклона, цепочки смещенных атомов чаще имеют замкнутую форму. Это связано с тем, что в таком случае рекомбинирует пара избыточных точечных дефектов – вакансия и междоузельный атом.

Список литературы

1. Poletaev G.M., Starostenkov M.D., Dmitriev S.V. Diffusion mechanisms near tilt grain boundaries in Ni, Cu, Al and Ni₃Al (Chapter 5) / In book: Computational Materials / Ed. Wilhelm U. Oster NY: Nova Science Publishers. - 2009. - 565 p.

2. Полетаев Г.М., Юрьев А.Б., Громов В.Е., Старостенков М.Д. Атомные механизмы структурно-энергетических превращений вблизи границ зерен наклона в ГЦК металлах и интерметаллиде Ni₃Al. Новокузнецк: изд-во СибГИУ. - 2008. - 160 с.
3. Ракитин Р.Ю., Полетаев Г.М., Аксенов М.С., Старостенков М.Д. Исследование механизмов диффузии по границам зерен наклона в ГЦК металлах // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. - 2005. - №2. - С. 124–129.

ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРНОГО ФАКТОРА НА ПАРАМЕТР РЕШЕТКИ И ТЕМПЕРАТУРУ ДЕБАЯ ПРИ ЛЕГИРОВАНИИ ЖЕЛЕЗА ХРОМОМ И ВАНАДИЕМ

Смирнов И.С.¹⁾, Монахов И.С.¹⁾, Новоселова Е.Г.¹⁾, Удовский А.Л.²⁾

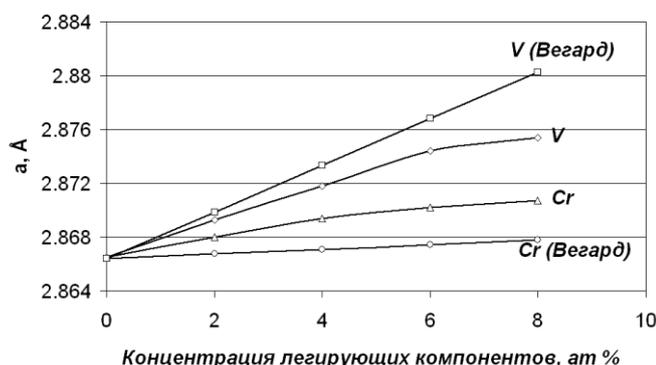
¹⁾ РФ, МИЭМ (ТУ) *met@miem.edu.ru*

²⁾ РФ, ИМЕТ им.А.А.Байкова РАН, *al_udovsky@mail.ru*

Size factor influence on lattice parameter and Debye temperature of the Fe-(Cr,V) systems. I.S.Smirnov, I.S.Monakhov, E.G.Novoselova, A.L.Udovsky. The crystalline lattice parameters, Debye temperatures and magnetic properties of bcc Fe-Cr and Fe-V (2-8 at.%) systems as dopant concentration dependencies are investigated and discussed.

Сплавы железа с ОЦК - структурой являются основой ферритных сталей. Помимо широко известных преимуществ ферритные сталей демонстрируют более высокую радиационную стабильность в реакторных условиях при температурах 600-900К в сравнении с аустенитными сталями. Несмотря на то, что экспериментальная информация как по фазовой диаграмме, так и по термодинамическим свойствам системы Fe-Cr получена достаточно давно, в последние десять лет ОЦК – сплавы системы Fe-Cr стали объектом многочисленных квантово-механических и полуэмпирических расчетов. Для практических целей применения ферритных сталей важно знание концентрационных зависимостей термодинамических свойств сплавов при повышенных температурах. При их вычислении следует учитывать как колебательный вклад в свободную энергию, так и вклад энергии упругих искажений кристаллической решетки, обусловленный наличием размерного фактора. Кроме этого, для сплавов на основе железа требуется также учитывать магнитный вклад в свободную энергию. Расчет указанных вкладов в свободную энергию в качестве входных данных требует концентрационные зависимости температуры Дебая, параметра кристаллической решетки, модулей упругости, среднего магнитного момента, и температуры Кюри. Поэтому целью настоящей работы являлось получение этих зависимостей для ОЦК – сплавов системы Fe-Cr. Для выявления влияния размерного фактора на магнитные свойства, температуру Дебая, параметр решетки сплавов и модули упругости несомненный научный интерес представляет также получение аналогичных зависимостей для ОЦК – сплавов системы Fe-V. Исследование выполнено на образцах сплавов железа, легированных хромом и ванадием в интервале концентраций 2-8 ат. %. Изготовление сплавов проводили путем сплавления исходных компонентов электрической дугой в атмосфере инертного газа. В качестве исходных материалов использовались особо чистые компоненты. Особые меры принимались для защиты расплава от неконтролируемого легирования примесями внедрения.

Определение параметров решетки сплавов проводилось относительным методом сравнения с эталоном, нанесенным на поверхность исследуемых образцов. В качестве эталона был использован кристалл кремния, параметр решетки которого измерен прецизионным методом Бонда. Зависимости параметров решетки ОЦК- сплавов Fe-Cr и Fe-V от содержания легирующих компонентов в сравнении с правилом Vegarda приведена на рисунке.



Определение температуры Дебая исследуемых сплавов производилось по температурной зависимости интегральной интенсивности рентгеновских дифракционных линий. Для сравнения магнитных свойств образцов твердых растворов систем Fe-Cr и Fe-V проводились измерения удельной намагниченности методом Фарадея. Показано, что магнитный момент атома железа имеет тенденцию к увеличению с ростом концентрации легирующих компонентов.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 09-03-00983-а.

FORMATION OF THE DISLOCATION SUBSTRUCTURE GRADIENT OF PURE TECHNICALLY ALUMINIUM IN CONDITIONS OF CREEP AT APPLICATION OF THE +1V ELECTRIC POTENTIAL

Stolboushkina O.A., Tang G., Konovalov S.V., Ivanov Yu.F., Gromov V.E.

Russia, Siberian state industrial university, soa2@mail.ru

China, Graduate School at Shenzhen, Tsinghua University, tanggy@tsinghua.edu.cn

The experimental facts about creep of crystal materials show the complex character of the process. However, the modern literary data testify that such significant aspects of creep as dislocation substructures (DSS) laws at creep and its connection with laws of deformation, as well the physical nature of the power barriers controlling stationary creep are studied insufficiently [1]. Thus, the purpose of the present work is to analyse DSS gradient of aluminium samples destroyed under conditions of creep at imposition of an electric potential by the methods of transmission electron microscopy (TEM) and foils.

For manufacturing thin foils from the samples after creep testing the material volumes located at the distance of 3 mm, 8 mm and 20 mm from the fracture surface and directly bordering with the fracture surface are used. The scheme of the sample preparation is shown on fig.1.

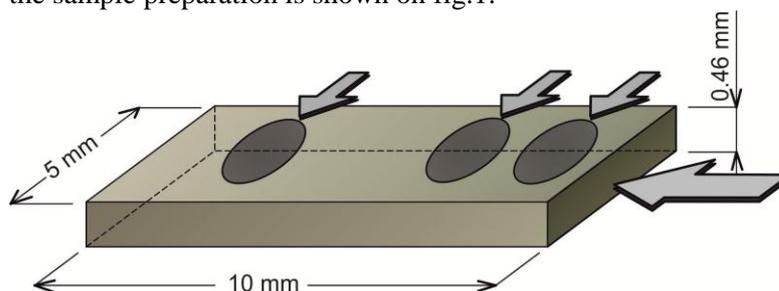


Fig. 1 – The scheme of the sample preparation destroyed under conditions of creep: the big arrow points at the sample surface; the small arrows point at the sample volumes used for thin foils production

The samples of technically pure aluminium tested under conditions of creep at imposition of +1 V electric potential have been destroyed after deformation $\varepsilon \sim 20\%$. The examinations of the deformed samples have revealed a grained and subgrained structure (fig. 2, a). The relative content of subgrains and their average sizes depend in a certain way on the distance to the fracture surface. Along of the borders and

at the joints of grain borders subgrains are found. The sizes of subgrains change within the limits $0.8 \div 1.0 \mu\text{m}$. Dislocations are chaotically distributed in the grain volume. The scalar density of dislocations makes up to $\sim 5.5 \cdot 10^9 \text{ cm}^{-2}$.

The aluminium creep at the room temperature occurs because of the sliding dislocations that leads to formation of various dislocation substructures: dislocation chaos, dislocation networks, cells, torn off subborders and dislocations loops as well (fig. 2). Chaotically distributed dislocations, dislocations loops and dislocation networks are present in grains and subgrains. The cells and torn off subborders are basically observed in the grains.

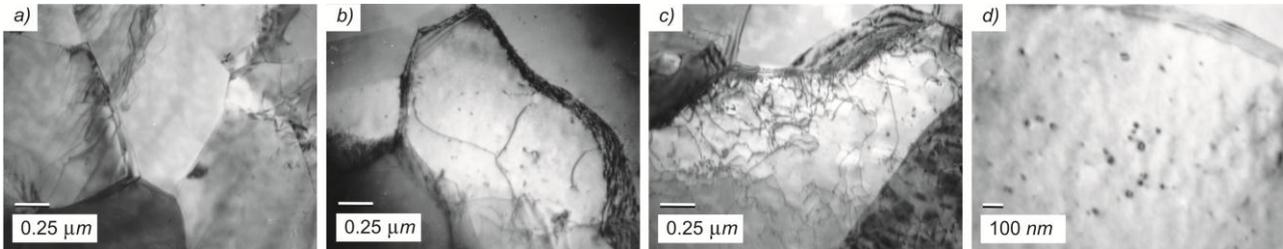


Fig. 2 – The structure formed in the technically pure aluminium during the creep process under imposition of an electric potential: *a)* – subgrains; *b)* – dislocation chaos; *c)* – dislocation networks; *d)* – dislocations loops

From the analysis of the results presented on fig. 3 it can be seen that as it gets closer to the fracture surface the relative content and the average sizes of the subgrains, formed in the process of creep, increase.

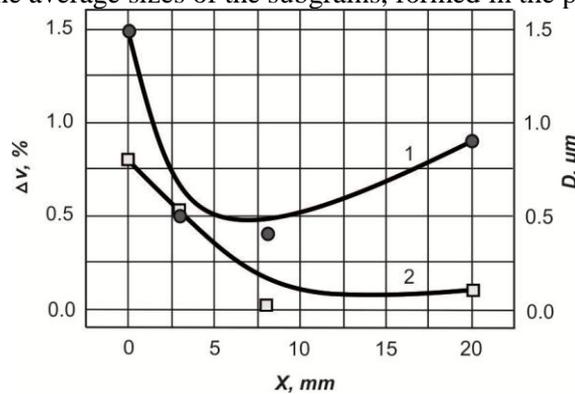


Fig. 3 – Dependence of a volume fraction (2) and mean-sized subgrains (1) on the distance to the fracture surface of technically pure aluminium

The analysis of the data on fig. 4 shows that the volume fractions of the material, occupied by the dislocation chaos structure (1), network (2) and cellular (3) dislocation substructures, change non-monotonically and reach their maximum getting away from the fracture surface. If the volume fraction of the material, occupied by each of the dislocation substructures, and their density are known it allows to estimate the average scalar density size of dislocations in the material.

On fig. 5 the dependences are shown which demonstrate the gradient of the dislocations scalar density formed at aluminium creep (1), and density of the dislocations loops (2).

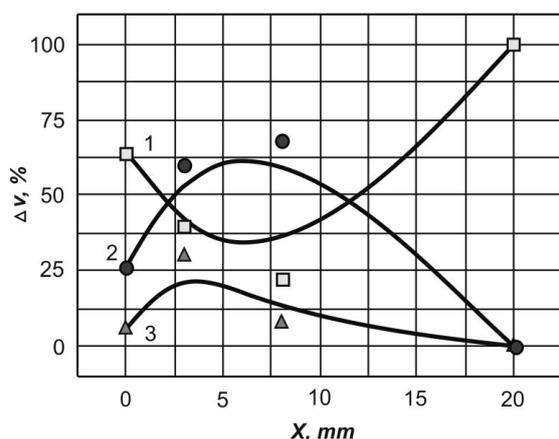


Fig. 4 – Dependence of a volume fraction of the material occupied by the chaos dislocation structure (1), network (2) and cell dislocation structures (3) on the distance to the fracture surface of technically pure aluminium

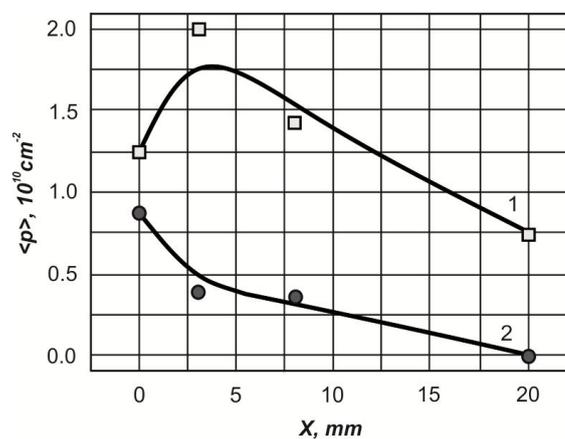


Fig. 5 – Dependence of the dislocation scalar density (1) and dislocation loop density (2) on the distance to the fracture surface of technically pure aluminium

As an outcome of the carried out researches it is established that the deformation of technically pure aluminium under conditions of creep at imposition of an electric potential of +1V is accompanied by the formation of a gradient structure in the material. It results in the natural change of the structure quantitative characteristics as it gets further from the sample fracture surface.

References:

1. Kassner, M.E. Fundamentals of Creep in Metals and Alloys / M.E. Kassner. L: Elsevier Science, 2009. 320 p.
2. Stolboushkina O. A. Structurally-phase conditions and dislocation substructure of Al at creep: the Monography / O.A.Stolboushkina [etc.]. Novokuznetsk: Open Society Publishing house «Novokuznetsk polygraphic industrial complex», 2010г. - 181 with.
3. The authors would like to gratefully acknowledge the support of Federal Agency of Education of Russia (Contract No. P411)

УПРАВЛЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРОЙ ПОСРЕДСТВОМ ИЗМЕНЕНИЯ СООТНОШЕНИЯ МЕЖДУ ПОДВИЖНОСТЬЮ ГРАНИЦ ЗЁРЕН И ТРОЙНЫХ СТЫКОВ

Сурсаева В.Г.

Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка Московской обл., Россия, 142432

CONTROL BY THE MICROSTRUCTURE WITH THE HELP OF CORRELATION CHANGE BETWEEN THE MOBILITY OF THE GRAIN BOUNDARIES AND TRIPLE JUNCTIONS

Sursaeva V.G.

Institute of Solid State Physics, Russian Academy of Sciences, 142432 Chernogolovka, Russia

The paper is dedicated to the evolution of grain boundary structure in 2D foils of Al. In the experimental part the time dependence of mean grain size are studied comprehensively. It was shown that the mean grain size time dependence is not linear. The kinetics phase transition from the motion controlled by the triple junction kinetics to the boundary kinetics is the reason of such behaviour.

Движение границ зёрен и тройных стыков определяет эволюцию микроструктуры поликристалла. Безразмерный критерий Λ показывает степень влияния тройных стыков

$$\Lambda = \frac{m_{ij} a}{m_b} \quad (1)$$

где m_b – зернограничная подвижность, m_{ij} – подвижность тройного стыка, a – размер зерна [1].

При малых Λ скорость движения системы V определяется подвижностью стыка – стыковая кинетика. При больших Λ стык не тормозит миграцию, и скорость движения системы V не зависит от подвижности тройного стыка (определяется лишь свойствами границ и движущей силой) – граничная кинетика. Существует интервал температур, в котором происходит переход от стыковой кинетики движения системы к граничной.

Рассматривая ситуацию, когда эволюция системы идёт по граничной кинетике, а тройные стыки лишь слегка мешают эволюции системы, средняя площадь зерна практически меняется линейно со временем. Однако скорость изменения средней площади определяется не только топологическим классом, но и безразмерным критерием Λ . Ограниченная подвижность тройных стыков не только замедляет эволюцию микроструктуры, но также изменяет и распределение по топологическим классам. В работе [2] показано, критерий Λ изменяется со временем, и изменение $\frac{d\Lambda}{dt}$ зависит от топологического класса зерна. Это означает, что тройные стыки влияют на рост зёрен с разным топологическим классом по-разному:

$$\frac{d\Lambda}{dt} = \beta \cdot \frac{n-6}{\Lambda} \quad (2)$$

где $\beta = \frac{A_b}{\beta'}$, и $\beta' = 2 \frac{\alpha_s m_b^2}{\alpha_\Lambda m_{ij}^2}$, а α_s и α_Λ геометрические коэффициенты порядка единицы.

Численное решение этого уравнения показало, что зёрна больших топологических классов могут сбросить торможение тройными стыками гораздо быстрее, чем с меньшим топологическим классом.

Цель работы – экспериментально показать возможность влияния на рост зёрен различных режимов отжига на двумерных фольгах алюминия используя наши знания о соотношении подвижности границ зёрен и тройных стыков.

Эксперимент и результаты

Исследования проводили на фольгах (толщиной 0.1-0.12 мм) алюминии 99,999% с добавкой 0.01% Mg. Чтобы измерять площадь всех зёрен, структура должна быть двумерной. Для создания двумерной структуры проводили предварительный отжиг при $T=550^\circ\text{C}$ в течение 20 мин и 60 мин, в результате разной длительности отжига мы получали структуру с начальным средним размером зерна, отличающимся в четыре раза. Для изучения роста зёрен на этих двумерных структурах проводился основной отжиг при 380С, 460С, 500С в течение 250 мин.

Переход от стыковой кинетики к граничной для части стыков должен отразиться в изменение наклона зависимости средней площади зерна от времени. На Рис.1 и Рис.2 приведены зависимости средней площади зерна от времени для разных условий эксперимента. На Рис.1 наблюдается излом на зависимости средней площади зерна от времени отжига для структуры с большим начальным средним размером зерна. Это означает, что в такой микроструктуре больше зёрен способных сбросить торможение [2] На Рис. 2 приведена зависимость изменения среднего размера зерна от времени (одинаковый средний размер зерна начальной структуры) отжига при разных температурах отжига. При отжиге 380°С нет излома на зависимости средней площади от времени, а при 500°С наблюдается излом, в результате увеличивается доля тройных стыков, способных сбросить торможение и перейти к граничной кинетике [3,4].

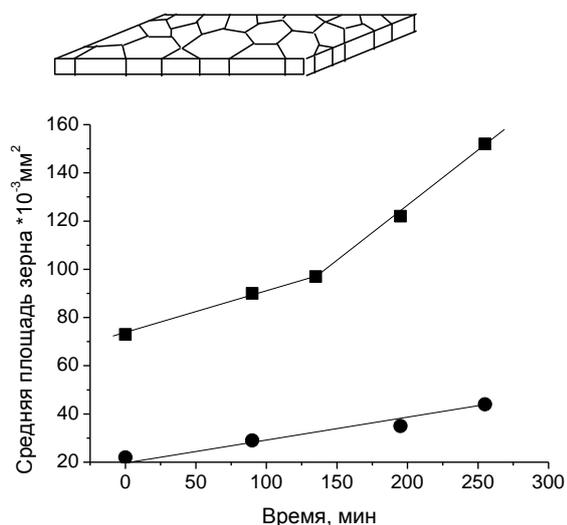


Рис. 2 Зависимость средней площади зерна от времени отжига при T=460°C

● - структура сформирована в ходе предварительного отжига при T=550°C в течении 20 мин

■ - структура сформирована в ходе предварительного отжига при T=550°C в течении 60 мин

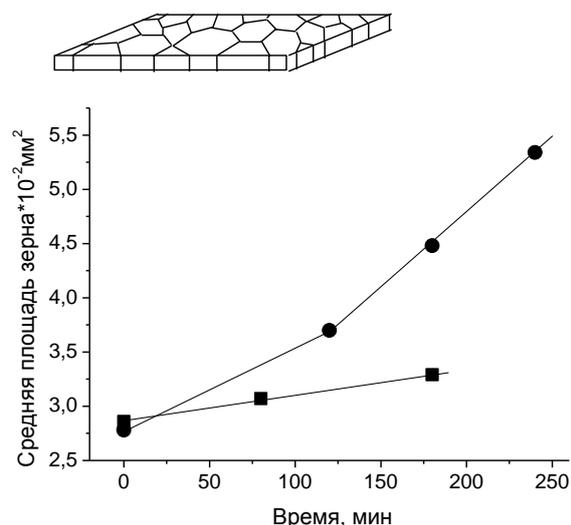


Рис. 3 Зависимость средней площади зерна от времени отжига при T=380°C

■ - T=380°C

● - T= 500°C

Начальная структура сформирована в ходе предварительного отжига при T=550°C в течении 20 мин

Отклонение от параболического закона роста зёрен возможно, если кинетика системы определяется подвижностью тройных стыков, в этом случае вместо параболического закона следует ожидать линейного роста среднего размера зерна со временем. Что мы и наблюдаем на Рис.1 и Рис.2. При T = 460°C средняя площадь зёрен при сбрасывании торможения составляет $9.5 \cdot 10^{-2} \text{ мм}^2$, а при T=500°C средняя площадь зёрен составляет $3,7 \cdot 10^{-2} \text{ мм}^2$. Чем больше размер зерна, тем при более низкой температуре мы можем наблюдать сбрасывание торможения тройными стыками.

Автор благодарит Российский Фонд Фундаментальных исследований за финансовую поддержку направления исследований в рамках проекта РФФИ – ННИО 09 02 91339.

Список литературы

1. U.Czubayko, V.G.Sursaeva, G.Gottstein, L.S.Shvinderman. Influence of Triple Junctions on Grain Boundary Motion. // Acta mater 1998, Vol.46, № 4, P.5863-5871.
2. G.Gottstein, L.S.Shvinderman. Grain microstructure evolution and grain boundary junction engineering. // Materials Science and Technology, 2005, Vol.21, № 11, P. 1261-1266.
3. S.G, Protasova, G.Gottstein, D.A.Molodov, V.G.Sursaeva and L.S.Shvinderman. Triple Junction Motion in Aluminum Tricrystals. // Acta Mater.2001, Vol. 49, P. 2519-2525.
4. S.G. Protasova and V.G. Sursaeva, Some Features of the Triple Junction Motion in Aluminium.//
5. Recrystallization and Grain Growth. Proceedings of the Second International Conference in Recrystallization and Grain Growth, ReX&GG2, SF2M, Trans Tech Publication, LTD, Switzerland-Germany-UK-USA, 2004, P. 795-800.

ДЕФОРМАЦИЯ ПАРАЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ ПРОСЛОЙКИ И ЭФФЕКТ ДРАУГАРДА-ЯНГА В СЕГНЕТОЭЛЕКТРИКАХ РЕЛАКСОРАХ

Таланов М.В.

Россия, Ростов-на-Дону, НИИ физики ЮФУ, tmikle-man@mail.ru

THE DEFORMATION OF THE PARAELECTRIC LAYER AND EFFECT OF DRAUGARD-YANG IN FERROELECTRICS RELAXORS

Talanov M.V.

Studied the deformation characteristics of piezoceramic materials multicomponent system $y\text{PbNb}_{2/3}\text{Zn}_{1/3}\text{O}_3$ - $m\text{PbNb}_{2/3}\text{Mg}_{1/3}\text{O}_3$ - $n\text{PbNb}_{2/3}\text{Ni}_{1/3}\text{O}_3$ - $x\text{PbTiO}_3$, doped barium in the range of electric fields 0 - 15 kV / cm. Shows a possible contribution the process of deformation paraelectric layer and the effect of Draugard - Yang of anomalies detected in the strain dependence on the external electric field.

Сегнетоэлектрики-релаксоры (СЭР) являются основой для создания как уже существующих, так и перспективных пьезоэлектрических и электрострикционных материалов. Они отличаются высокими значениями пьезомодулей и коэффициентов электромеханической связи [1], что делает возможным их использования в различного рода актюаторах. При этом, в работе [2], на зависимостях продольной деформации кристалла $\text{PbZn}_{1/3}\text{Nb}_{2/3}\text{O}_3$ (PZN) – PbTiO_3 (PT) от величины внешнего электрического поля обнаружены участки аномального поведения, в дальнейшем связанные с индуцированным переходом из ромбоэдрической в тетрагональную фазу. Однако, в данной работе не учитывался возможный вклад доменных механизмов в образование аномалий деформационных характеристик. Одним из таких механизмов является эффект Драугарда-Янга (механическое зажатие доменов)[3], обнаруженный при изучении классического сегнетоэлектрика BaTiO_3 . Известно, что в СЭР классической доменной структуры в обычных условиях не образуется, а существуют полярные области (ПО), связанные с флуктуациями химического состава. Образование же доменной структуры возможно при воздействии внешних электрических полей за счёт роста, переориентации и слияния ПО. Кроме того, при слиянии отдельных ПО в одну (при образовании доменов) возникает необходимость не только в поляризации, но и в передеформировании параэлектрической прослойки между ПО, в которой ячейки в направлении спонтанной поляризации укорачиваются [4]. Целью данной работы стало изучение возможного влияния параэлектрических прослоек и эффекта Драугарда-Янга на деформационные характеристики СЭР.

Объектом исследования выступили керамики на основе многокомпонентной системы $\text{PbNb}_{2/3}\text{Zn}_{1/3}\text{O}_3$ – $\text{PbNb}_{2/3}\text{Mg}_{1/3}\text{O}_3$ – $\text{PbNb}_{2/3}\text{Ni}_{1/3}\text{O}_3$ – PbTiO_3 легированной барием, полученные по обычной керамической технологии с привлечением колумбитного метода из оксидов (PbO и TiO_2) и карбоната (BaCO_3), а также соответствующих колумбитоподобных соединений (ZnNb_2O_6 ; MgNb_2O_6 ; NiNb_2O_6). Твёрдые растворы конечного состава получали однократным синтезом, температуры и время обжига составляли 950°C и 6 часов, соответственно. Колумбитоподобные соединения синтезировали при использовании следующих режимов: ZnNb_2O_6 – однократный синтез при $T = 1000^\circ\text{C}$, 4 часа; MgNb_2O_6 – двукратный синтез при $T_1 = 1000^\circ\text{C}$, 4 часа и $T_2 = 1100^\circ\text{C}$, 4 часа; NiNb_2O_6 – двукратный синтез при $T_1 = 1000^\circ\text{C}$, 4 часа и при $T_2 = 1240^\circ\text{C}$, 2 часа. Образцы конечного состава спекали при 1180°C в течение 2 часов.

Для измерения упругой деформации, индуцированной приложенным к пьезоэлементу электрическим полем E , использовался специально сконструированный стенд [5].

На рисунке представлены зависимости деформации от величины внешнего циклически меняющегося электрического поля, полученные на образце с содержанием $\text{PT} = 0.3$, характеризующегося типичным для СЭР термочастотным поведением [6]. Видно, что при $E \approx 3-7$ кВ/см наблюдаются сначала образование платообразных участков, а только потом, при $E > 7$ кВ/см, резкий рост зависимости деформации от E , описываемый в [2]. Данная аномалия может быть объяснена передеформированием параэлектрической прослойки, приводящей к некоторому замедлению процесса образования доменной структуры. Кроме того, в указанном диапазоне значений

Е ранее [7] нами были обнаружены аномалии диэлектрической проницаемости, характер которых свидетельствует о вкладе в них процессов механического зажатия доменов.

Таким образом, в работе показан возможный дополнительный вклад передеформирования параэлектрической прослойки и эффекта Драугарда – Янга в аномалии деформационных характеристик СЭР.

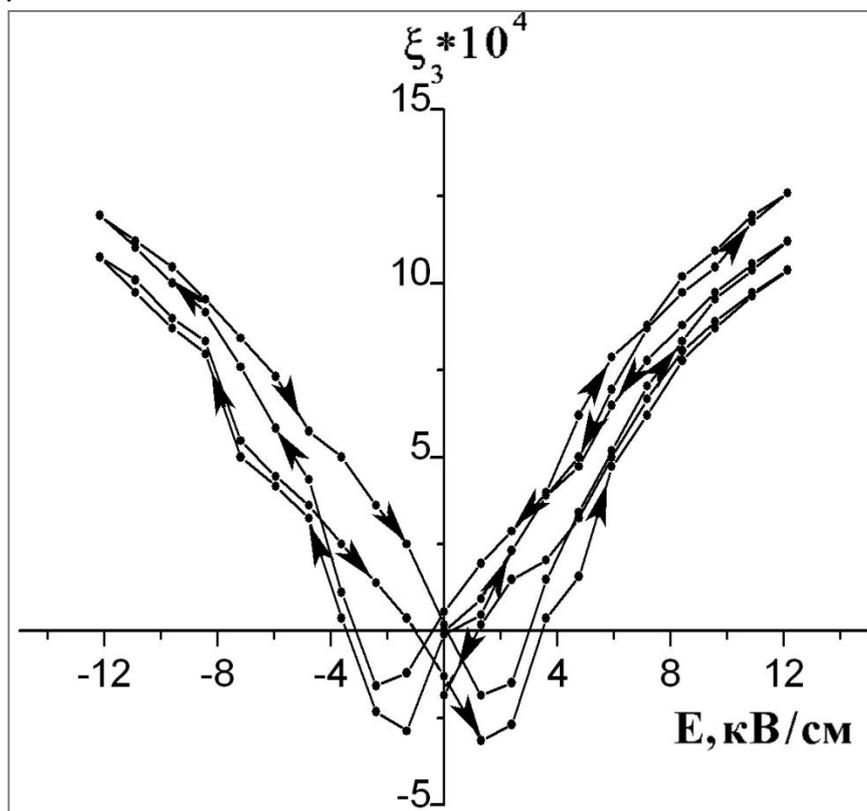


Рис. Зависимость деформации образца с содержанием РТ=0,3 от величины напряжённости циклически изменяющегося электрического поля.

Список литературы.

1. Seung-Eek Park and Thomas R. Shrout. Ultrahigh strain and piezoelectric behavior in relaxor based ferroelectric single crystals// Journal of Applied Physics– 1997, V.82, P.1804-1811.
2. Dong-Soo Paik, Seung-Eek Park, Satoshi Wada, Shi-Fang Liu, and Thomas R. Shrout. E-field induced phase transition in .001.-oriented rhombohedral 0.92Pb.Zn1/3Nb2/3O3– 0.08PbTiO3 crystals// Journal of Applied Physics– 1999, V.85, P.1080-1083.
3. Drougard M. E. and Young D.R. Domain clamping effect in barium titanate single crystals // Phys. Rev. 1954. V.94. P. 1561 – 1564.
4. Исупов В.А. Поляризационно-деформационные состояния сегнетоэлектриков с размытым фазовым переходом// ФТТ– 1996, Т.38, С. 1326-1330.
5. Turik A.V., Reznitchenko L.A., Rybjanets A.N., Dudkina C.I., Yesis A.A. Electromechanical switching processes in ferroelectrics ferroelastics theory and experiment. // Ferroelectrics – 2004, V.307. P.227-231.
6. Zuyong F., Tianhoy H., Haiqing X, Haosu L., Zhiwen Y. High electric-field strain of Pb(Mg1/3Nb2/3)O3 crystals in multilayer actuators. // Solid State Communications - 2004. V.130. P. 557-562.
7. Миллер А.И., Таланов М.В., Вербенко И.А., Резниченко Л.А. // «Упорядочения в минералах и сплавах» («ОМА-13»). Сб. мат. XIII Междунар. Междисциплинар. симпозиума Ростов-на-Дону – Б. Сочи. 2010. С.90-92.
8. М.В. Таланов, И.А.Вербенко, Л.А.Шилкина, Л.А.Резниченко. Влияние сильных электрических смещающих полей на диэлектрический отклик керамик системы PZN - PMN - PNN - РТ// Электронный журнал "Фазовые переходы, упорядоченные состояния и новые материалы"-2011. №. С. -6. http://www.ptosnm.ru/_files/Moduls/catalog/items/T_catalog?items_F_download_I_487_v1.pdf

ДИСЛОКАЦИОННАЯ РЕЛАКСАЦИЯ СНУКА-КЕСТЕРА В ДЕФОРМИРОВАННЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛАХ α -Ti И Mg

Ткаченко В.Г., Вовчок А.С.

Украина, Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины,
icems@ipms.kiev.ua

SNOEK-KOSTER DISLOCATION RELAXATION IN DEFORMED α -Ti AND Mg POLYCRYSTALS

Tkachenko V.G., Vovchok A.S.

The Snoek-Koster dislocation relaxation due to an interstitial impurity such as H, O, C and N is studied in HSP α -Ti and HSP Mg deformed polycrystals by internal friction technique at low frequencies of about 1 Hz. The results obtained are in a good agreement with theoretical models describing stress-induced dislocation dragging by the pipe diffusion of impurity atoms at elevated temperatures and by the non-equilibrium Cottrell's atmospheres at higher temperatures. Elimination of the solute non-equilibrium atmospheres round a moving dislocations by clustering mechanism leads to evolution of cell structure with impurity-free walls to suppress hydrogen embitterment and restore viscous fracture at 77 K. The validity of the approach is discussed in the framework of dislocation microyielding formalism as well as a new model taking into account of the barrier level energy splitting.

Активационный анализ упругой энергии, поглощенной дефектами, рассматривается как один из наиболее эффективных методов исследований термически активированного поведения следов сопутствующих или технологически неизбежных примесных атомов внедрения, ответственных, например, за примесное охрупчивание гидридообразующих систем сплавов в широком интервале температур. Пики Снука-Кестера наблюдаются в твердых растворах с относительно низкой концентрацией ПА, что является полным основанием для активационного анализа структурно-энергетических характеристик сопутствующих и технологических примесей в кристаллах α -Ti и Mg с низкой симметрией ГПУ решетки. Оценки э.а. релаксационного эффекта Снука-Кестера $H_{ск}$ и других релаксационных параметров были выполнены с учетом соотношения:

$$H_{ск} = E_{св} + U_m \quad (1)$$

где $E_{св}$ – энергия связи подвижной дислокации с подвижными растворенными ПАВ (в виде кластера или ПАВ – атмосферы Коттрелла); U_m – э.а. диффузии (миграции) ПАВ в поле напряжений дислокации (искаженной ГПУ решетки).

Дислокационная релаксация по механизму Снука-Кестера, вызванная примесными атомами внедрения, ПАВ (H, O, C, N), исследована в деформированных ГПУ α -Ti и Mg поликристаллах с использованием низкочастотного внутреннего трения (порядка 1 Гц). Вопрос о природе наблюдаемых эффектов остается все еще открытым. В дискретных температурных спектрах $Q^{-1}(T)$ α -Ti-H сплава обнаружены попарные релаксационные максимумы, обусловленные взаимодействием подвижных дислокаций с подвижными атомами водорода (при $T_n(1)=473$ К и $T_n(2)=573$ К), кислорода (при $T_n(1)=643$ К и $T_n(2)=748$ К) и, вероятно, Fe (при $T_n(1)=843$ К и $T_n(2)=943$ К), по механизму объемной и трубочной вдоль дислокации диффузии. Релаксационные эффекты Снука-Кестера, приписанные атомами водорода (при 443 К и 543 К) и кислорода (при 583 К и 633 К), зафиксированы в спектрах $Q^{-1}(T)$ ГПУ Mg.

Показано, что при умеренных температурах вызванное напряжением торможение дислокаций контролируется трубочной диффузией точечных дефектов (ПАВ) с э.а. 1,27 и 1,70 эВ (для H и O в α -Ti) и с э.а. 1,18 и 1,57 эВ (для H и O в ГПУ Mg). При дальнейшем повышении температуры эффект торможения усиливается из-за взаимодействия дислокаций с неравновесными атмосферами Коттрелла по механизму поперечной диффузии ПАВ с э.а. 1,52 и 1,99 эВ (для H и O в α -Ti), а также 1,46 и 1,70 эВ (для H и O в ГПУ Mg). Наблюдаемый характер зависимости квадрата частоты колебаний, пропорционального эффективному модулю сдвига ($G \sim f^2$), для α -Ti и Mg подтверждает активацию механизма Снука-Кестера в этих металлах.

Основные закономерности, полученные при исследовании дислокационной релаксации Снука-Кестера в ГПУ поликристаллах α -Ti и Mg, согласуются с известной картой механизмов дислокационной микротекучести Левина-Ткаченко-Лашука-Канунниковой.

Экспериментальные значения энергии связи дефектов $E_{св}$ определенные из уравнения Тайсона [W.R. Tyson, Can. Mat. Quart., 6, 301, (1967)]:

$$E_{св} = \frac{G \cdot b^3}{6}, \quad (2)$$

(где b – модуль вектора Бюргерса; G – эффективный модуль сдвига, пропорциональный квадрату частоты колебаний f_{\max}^2 для пиков Снука-Кестера в условиях резонанса ($\omega \cdot \tau = 1$ при температуре пика T_n)), согласуются с теоретическими оценками $E_{св}$ в приближении Максвелла-Больцмана (0,2-0,3 эВ). При этом Fe уменьшает энергию связи дислокаций с атомами углерода, что подтверждается резким падением модуля сдвига $G(T)$ с температурой в области проявления 3-го релаксационного эффекта Снука-Кестера, а водород понижает э.а. релаксации Снука-Кестера на величину энергии связи.

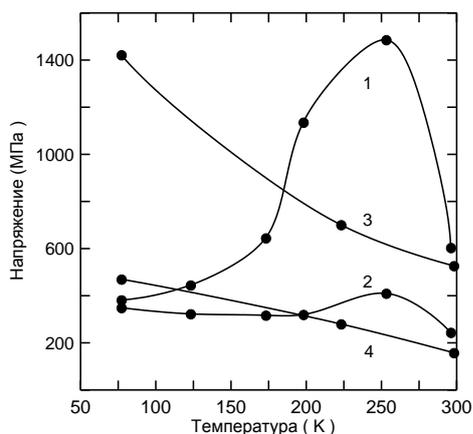


Рис. 1 Температурные зависимости истинного разрушающего напряжения (1, 3) и макроскопического предела текучести (2, 4) для α -Ti и α -Ti-N после отжигов при 923 К (1, 2) и 1073 К (3, 4)

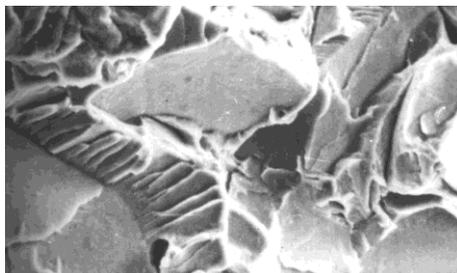


Рис. 2 Электронная микрофотография (x500) поверхности разрушения α -Ti при 77 К после отжига при 923 К, 2 часа (микроструктура хрупкого транскристаллического скола)

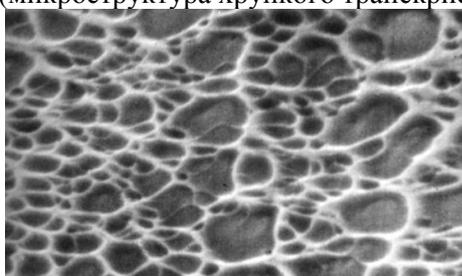


Рис. 3 Электронная микрофотография (x500) поверхности разрушения α -Ti-N сплава при 77 К после отжига при 1073 К, 2 часа (микроструктура вязкого разрушения по релаксирующим границам ячеек (5-7 мкм), действующим как более эффективный барьер для растущих микротрещин)

Результаты измерений и активационного анализа были использованы для изучения кинетики наводороживания ГПУ кристаллов и режимов их термообработки. Если исключить контролируемое диффузией атомов водорода блокирование дислокаций (например, путем отжига стоков для точечных дефектов), удастся сформировать (в процессе непрерывного растяжения) дислокационную ячеистую структуру, свободную (в стенках ячеек) от примесных атомов водорода, и таким образом подавить примесное охрупчивание α -Ti (рис. 1-3).

ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ДИСПЕРГИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ЛИТОГО МЕТАЛЛА ПОСРЕДСТВОМ ДВУХСТАДИЙНОГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ

Троцан А.И., Каверинский В.В., Бродецкий И.Л.

Украина, Институт проблем материаловедения НАНУ; e-mail: brodig@mail.ru

INCREASE THE EFFICIENCY DISPERSION OF STRUCTURE OF CAST METAL WITH USE THE TWO-STAGES OF MODIFICATION

Trotsan A.I., Kaverinskiy V.V., Brodetsky I.L.

Two stages of modification the melt by means the powders of high-melting compounds (TiN, NbN) is offered: an augmentation of concentration Ti, Nb, N to values close to equilibrium, for decrease of intensity of dissociation particles of the modifier (the first stage); input concerning small (4 ... 7 г/т) of the mass ultradisperse ($\leq 0,1$ microns) particles forming additional crystallization centers (the second stage). Use of the offered method allows several times reduce the rate consumption ultradisperse powders and make structure of cast metal much more disperse (to 10... 20 microns).

Процессы измельчения зерна играют немаловажную роль при термомеханическом упрочнении металла. При этом, имея в исходной литой заготовке мелкодисперсную структуру можно добиться более высоких показателей структуры и свойств в деформированном металле. Высокоэффективным методом воздействия на структуру отливок является ввод в расплав тугоплавких инокуляторов - ультрадисперсных порошков (УДП) тугоплавких, малорастворимых в металле соединений, обладающих металлической проводимостью [1,2]. При определённых соотношениях массы и размера частиц модификатора, к моменту достижения в расплаве равновесия размер растворяющихся частиц может стать близким к величине центра кристаллизации. Как показали расчёты по модели из работы [3], размер частиц в данном случае должен быть крайне малым (~ 0.1 мкм). Согласно расчётам по кинетическим моделям [4], время диссоциации таких частиц составляет доли секунды.

Разобьем процесс модифицирования на два этапа: до достижения равновесия и после. Вначале за счёт легирования концентрация компонентов модификатора в расплаве доводится до значения, близкого к равновесному, определяемого по полученной нами формуле (1):

$$m_{\pm,0(\min)} = \frac{\dot{A}_{\dot{a}-\dot{a}\dot{a}} \cdot m_{\dot{a},0} \cdot (C_{\max} - C_0)}{\dot{A}_{\dot{a},\dot{e}} - \dot{A}_{\dot{a}-\dot{a}\dot{a}} \cdot (\tilde{N}_{\max} - C_0)} \quad (1)$$

где $m_{\pm,0(\min)}$ – масса частиц рассматриваемого соединения, доводящая концентрации элементов в расплаве до равновесных значений, кг; $A_{\text{в-ва}}$ – молекулярная масса вводимого вещества; $m_{\text{р},0}$ – масса расплава, кг; C_{\max} – равновесная концентрация одного из элементов растворяемого соединения в расплаве, %; C_0 – начальная концентрация одного из элементов растворяемого соединения в расплаве, %; $A_{\text{р.к}}$ – атомная масса одного из элементов растворяемого соединения в расплаве.

На этом этапе фракция лигатуры не имеет принципиального значения, но так как тугоплавкие нитриды титана и ниобия растворяются достаточно медленно, размер частиц, как показали расчёты, не должен быть слишком крупным и составлять не более ~ 50 мкм. Время усвоения таких частиц, согласно расчётам по кинетической модели [4] составит около 15 минут. Возможно также применение более крупнодисперсных лигатур при использовании ферросплавов в количестве, повышающем содержание в стали Ti или Nb и N до значений, равновесных с твёрдым нитридом. Применение ферросплавных лигатур является более дешёвым, однако использование химических

соединений тугоплавкие металлов позволяет более точно получать требуемые соотношения растворённых микролегирующих элементов в расплаве, необходимые для установления равновесия.

На втором этапе, в момент близкий к началу кристаллизации, вводится небольшое количество УДП, являющегося непосредственным инокулятором. Размер частиц такого порошка составляет $\leq 0,1$ мкм, что соизмеримо с размерами эффективного центра кристаллизации. Низкая температура ввода инокулирующей части модификатора обусловлена тем, чтобы не допустить значительной коагуляции частиц. При таком подходе эффективность модифицирования существенно возрастёт, так как УДП не расходуется на доведение концентрации его компонентов в расплав до равновесных значений. Растворение частиц инокулятора практически отсутствует и большинство из них становятся центрами кристаллизации. В таблице 1 приведены значения масс УДП TiN и NbN, полученные по методике работы [3], необходимые для создания $\sim 10^{14}$ центров кристаллизации в 1 т расплава. При минимальном вкладе спонтанной кристаллизации, размер первичных кристаллитов в этом случае составит $\sim 10 \dots 25$ мкм, что в несколько раз ниже, чем в немодифицированном литом металле.

Таблица 1– Массы УДП нитридов титана и ниобия, необходимые для создания 10^{14} дополнительных центров кристаллизации в 1 т расплава

Тип модификатора	Размер частиц, мкм	Масса, г/т
TiN	$\leq 0,1$	~ 4
NbN	$\leq 0,1$	~ 7

Как видно из таблицы 1, при таком способе модифицирования масса требуемых наночастиц мала, и составляет всего несколько граммов на тонну расплава. Для удобного ввода столь малого количества мелких частиц, их можно смешать с относительно нейтральным наполнителем, например, порошком железа и твёрдыми углеводородами (парафином). Расход лигатур при предварительной обработке, необходимый для повышения общего содержания компонентов модификатора (нитридов титана и ниобия) и доведения их содержания в расплаве до равновесных значений, рассчитан по формуле (1) и приведен в таблице 2. Если для предварительной обработки используются не нитриды, а ферросплавы, то количество вводимых с их помощью элементов должно соответствовать значениям из графы «При использовании других лигатур».

Таблица 2 – Массы лигатур нитридов титана и ниобия, необходимые для доведения их содержания в расплаве до равновесных значений

Тип лигатуры	Масса, г/т
TiN	130 ± 5
NbN	340 ± 7
При использовании других лигатур	
Ti	100 ± 5
Nb	295 ± 7
N	30 ± 2 (с титаном)
	45 ± 2 (с ниобием)

Для других соединений, растворимость которых в железоуглеродистых расплавах существенно выше, такой подход мало приемлем, так как необходимое повышение концентраций растворяемых компонентов слишком велико, что не всегда возможно с точки зрения требований, предъявляемым к химическому составу выплавляемой марки стали.

Таким образом, предложен двухстадийный способ модифицирования расплава, позволяющий существенно сократить расход дорогостоящих УДП. На первой стадии проводится микролегирование расплава относительно крупными (~ 50 мкм) частицами нитрида титана (ниобия), или соответствующими ферросплавами с выдержкой при высоких температурах ($\sim 1600^\circ\text{C}$) в течение не менее 15 минут для доведения их содержания в расплаве до равновесных значений. На второй стадии, перед началом кристаллизации вводится относительно малая ($4 \dots 7$ г/т) масса наноразмерных ($\sim 0,1$ мкм) частиц, образующих дополнительные центры кристаллизации. Проведенные лабораторные эксперименты показали, что применение предложенного способа позволяет значительно снизить расход дорогостоящих ультрадисперсных порошков и существенно (до величины $\sim 10 \dots 30$ мкм) измельчить структуру в литых железоуглеродистых сплавах.

Список источников

1. Панфилова Л. М. Уникальные свойства сталей нового поколения, микролегированных ванадием и азотом / Л. М. Панфилова, Л. А. Смирнов // *Сталь* / 2010 №5, С. 116 – 121.
2. Гаврилин В. И. Плавление и кристаллизация металлов и сплавов / В. И. Гаврилин. – Владимир: Изд.-во Владимирского государственного университета, 2000. – 260 с.
3. Каверинский В. В. Определение размеров ультрадисперсных порошков для эффективного модифицирования расплава / В. В. Каверинский // *Сборник материалов VII Российской конф. «Физико-химия и технология неорганических материалов»*- Москва.- ИМЕТ РАН.- 2010.- С. 139-141.
4. Исаев О. Б. Определение оптимальных размеров тугоплавких частиц, вводимых в расплав для модифицирования / О. Б. Исаев, А. И. Троцан, В. В. Каверинский, И. Л. Бродецкий // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2010. – №7. – С. 87 – 89.

МАГНЕТИЗМ – ОСНОВНАЯ ПРИЧИНА ВОЗНИКНОВЕНИЯ БЛИЖНЕГО ПОРЯДКА В ОЦК-СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Fe-Cr

Удовский А.Л., Соколова Е.В.

*Россия, Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН
al-udovsky1@yandex.ru, lenux999@yandex.ru*

THE MAGNETISM IS MAIN CAUSE OF ORIGIN SHORT-RANGE ORDER IN BCC ALLOYS OF FE-CR SYSTEM

Udovsky A.L., Sokolova E.V.

Abstract

In the network three-sublattice model the system of state equations for ferromagnetic BCC alloys of binary systems rich of iron in approximation of three coordination spheres (for ground state of Fe-Cr system, i.e. by $T=0K$) have been obtained. This model makes it possible to describe the short-range order and thermodynamics of Fe-base BCC alloys in the Fe-Cr system.

Сплавы системы Fe-Cr являются базовыми для разработки ферритных сталей перспективных для применения в качестве оболочек ТВЭЛов для реакторов на быстрых нейтронах.

Ряд экспериментальных фактов, в частности, наличие ближнего порядка находятся в противоречии с термодинамическими свойствами и фазовыми равновесиями, что требует проведения теоретических исследований для глубокого их осмысления. Для решения этой проблемы мы представляем трехподрешеточную модель для твердого раствора сплавов на основе ОЦК - Fe (сплавы Fe-Cr). В трехподрешеточной модели учитывается магнетизм в виде наличия различных значений локальных магнитных моментов атомов Fe, расположенных на разных координационных сферах, а также влияние магнетизма на конфигурационные степени свободы (с учетом статических смещений) атомов обоих компонентов. Это позволяет понять физическую причину возникновения ближнего порядка.

Основные положения модели:

Ввиду значительной сложности поставленной проблемы на первом этапе мы ограничимся рассмотрением атомов обоих компонентов в закрытой системе, предполагая, что первый компонент (Fe) ферромагнитный (ФМ), а второй компонент (Cr) парамагнитный (ПМ) (хотя в действительности Cr находится в антиферромагнитном состоянии).

Поскольку величина магнитного момента является функцией от межатомного расстояния), что следует из результатов квантово-механических расчетов энергии связи и среднего магнитного момента в зависимости от объема для ферромагнитной ОЦК - фазы чистого железа [1]), то парциальные магнитные моменты атомов Fe должны иметь различные значения в зависимости от

того, на какой координационной сфере они находятся относительно рассматриваемого центра. Этот подход позволяет нам рассматривать три сорта атомов Fe Φ : (Fe1, Fe2, Fe3) в расширенной решетке, предполагая, что атом сорта Fe1 находится в центре решетки, изоморфной структуре DO₃ имеющей три подрешетки Π : (α, β, γ), которая построена из 8 ОЦК – ячеек и содержит 16 атомов. Энергию взаимодействия атомов в расширенной решетке описывали в приближении трех координационных сфер.

При наличии размерного фактора образование твердого раствора в системе А-В (А=Fe) обусловлено замещением некоторых атомов компонента А, расположенных в подрешетке β относительно атома А, расположенного в α - подрешетке, атомами компонента В. Это приводит к смещению атомов компонента В относительно узлов идеальной кристаллической решетки на малую величину $\delta\bar{\rho}_{AB}^{\alpha\beta}$ (в сравнении со значением параметра идеальной решетки), $\bar{\rho}_{AB}^{\alpha\beta} = \bar{\rho}_{0AB}^{\alpha\beta} + \delta\bar{\rho}_{AB}^{\alpha\beta}$ - соответствует векторам, проходящим через узлы идеальной (средней) кристаллической решетки, обладающей фиксированной системой координат.

Для упрощения задачи не будем учитывать нулевые колебания атомов при описании энергии основного состояния (Т=0К).

Внутренняя энергия смешения закрытой ферромагнитной бинарной системы примет вид

$$\Delta E(z_1^A, z_2^B, x) = \frac{N_0}{16} \left\{ \sum_{\alpha, \beta \in \Pi_i, j \in \Pi} \sum_{i \neq j} n_i^\alpha z_i^\alpha (\rho_{0i}^\alpha) N_j^{\alpha\beta} y^\beta (\rho_{0j}^\beta) \delta \varepsilon_{ij}^{\alpha\beta} (\rho_{ij}^{\alpha\beta}) + \frac{1}{2} \sum_{\alpha, \beta \in \Pi_i, j \in \Pi} \sum_{i \neq j} n_i^\alpha z_i^\alpha (\rho_{0i}^\alpha) N_j^{\alpha\beta} y^\beta (\rho_{0j}^\beta) \frac{\partial^2 \varepsilon_{ij}^{\alpha\beta} (\rho_{ij}^{\alpha\beta})}{\partial (\delta \rho_{ij}^{\alpha\beta})^2} (\delta \rho_{ij}^{\alpha\beta})^2 \right\} \quad (1)$$

где n_i^α — число атомов i -го сорта множества Φ , принадлежащих α -подрешетке из множества Π ,

z_i^α - доли атомов Fe с разным значением парциального магнитного момента, находящиеся в α -ой подрешетке, $N_j^{\alpha\beta}$ - число контактов между центральным атомом i – го сорта, находящимся в α -подрешетке и атомами j -го сорта, находящимся в β -подрешетке. Более подробно смысл обозначений, указанных в формуле (1), описан в работе. В закрытой системе условия материального баланса, соответствующие брутто-составу сплава, связаны с долями атомов Fe и Cr на каждой из подрешеток и описываются уравнениями

$$\alpha^A z_1^A + \alpha^B z_2^B + \alpha^C z_3^C = x_1 \equiv x_{Fe}, \quad \alpha^A y^A + \alpha^B y^B + \alpha^C y^C = x_2 \equiv x_{Cr}, \quad (2)$$

где x_1 и x_2 — мольные доли атомов Fe и Cr, соответственно.

Доли заполнения подрешеток различными элементами нормированы следующим образом:

$$z_1^A + y^A = 1, \quad z_2^B + y^B = 1, \quad z_3^C + y^C = 1$$

Разложение энергий взаимодействия $\varepsilon_{ij}^{\alpha\beta}(\rho_{ij}^{\alpha\beta})$ в ряды Тейлора по степеням смещений $\delta\bar{\rho}_{AB}^{\alpha\beta}$ позволяет согласованно описать конфигурационную для “средней” решетки и упругую составляющие внутренней энергии смешения.

Построенный функционал свободной энергии в зависимости от внутренних (конфигурационных, магнитных и упругих смещений) степеней свободы (распределение атомов компонентов по различным подрешеткам и статическим смещениям атомов), и внешних аргументов (состава сплава и температуры) позволяет путем его минимизации по независимым внутренним степеням свободы получить систему уравнений состояния. Исследуя матрицу Гессе на устойчивость можно найти границы и области существования стабильных решений. Детерминант матрицы Гессе

должен быть положительным в случае устойчивого решения. Матрица Гессе имеет следующий вид

$$\begin{pmatrix} 2\varepsilon_{11} + 2\varepsilon_{33} - 2\varepsilon_{13} + 2\xi_{111}^2 E_{111} k_5 & \varepsilon_{33} + \varepsilon_{12} - \frac{1}{2}\varepsilon_{13} - \varepsilon_{23} + 2\xi_{111}^2 E_{111} k_7 & \xi_{111} E_{111} (k_3 + 2k_5 z_1^A + k_7 z_2^B + k_8 x) \\ \varepsilon_{33} + \varepsilon_{12} - \frac{1}{2}\varepsilon_{13} - \varepsilon_{23} + 2\xi_{111}^2 E_{111} k_7 & 2\varepsilon_{22} + \frac{1}{2}\varepsilon_{33} - \varepsilon_{23} + 2\xi_{111}^2 E_{111} k_6 & \xi_{111} E_{111} (k_4 + 2k_6 z_2^B + k_7 z_1^A + k_9 x) \\ \xi_{111} E_{111} (k_3 + 2k_5 z_1^A + k_7 z_2^B + k_8 x) & \xi_{111} E_{111} (k_4 + 2k_6 z_2^B + k_7 z_1^A + k_9 x) & 0 \end{pmatrix}$$

ε_{nm} - комбинации энергетических параметров модели; $\xi_{hkl} = \cos(\bar{\rho}_{ij}^{\alpha\beta}, \bar{\rho}_{ik}^{\alpha\gamma}) \frac{\delta\rho_{ij}^{\alpha\gamma}}{a} \xi_{111}$, где

ξ_{111} - модуль вектора статического смещения вдоль направления [111]; $E_{111} = \frac{\partial^2 \varepsilon_{ij}^{\alpha\beta}(\rho_{ij}^{\alpha\beta})}{\partial(\delta\rho_{ij}^{\alpha\beta})^2}$ - модуль

упругости в кристаллографическом направлении [111]; k_q - константы, связанные с геометрией решетки.

Решение системы уравнений состояния при фиксированных значениях состава и температуры позволит рассчитать ближний порядок, равновесные смещения атомов в первых трех координационных сферах и в зависимости от выполнения критериев локальной устойчивости получить решения для ОЦК-, В2 - и DO3- фаз.

Предложенная модель позволяет описать ближний порядок и термодинамику ОЦК - сплавов, как для ФМ, так и для ПМ состояний.

Исследования поддержаны грантами РФФИ 09-03-00983-а, НШ-7075.2010.3.

Литература

1. А.Л.Удовский. “Формулировка трехподрешеточной модели для бинарных систем с внутренними (магнитными) степенями свободы и решение задачи ортогонализации для основного состояния в пространстве энергетических параметров”. Труды X Российского семинара «Компьютерное моделирование физико-химических свойств стекол и расплавов», г. Курган. Октябрь 12-15, 2010.
2. А.Л. Удовский, Е.В. Соколова, А.А. Шнайдер. Материаловедение (в печати).

АНИЗОТРОПИЯ СПИНОВОЙ ПЛОТНОСТИ ОЦК-ФАЗЫ FE И РАЗМЕРНЫЙ ФАКТОР В СИСТЕМАХ FE -(Cr, V, Mo) – ИСТОЧНИКИ ЗНАКОПЕРЕМЕННОГО ПОВЕДЕНИЯ СТРУКТУРНЫХ И ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИХ СВОЙСТ ОЦК-СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Fe

Удовский А.Л.

Россия, Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и материаловедения им.

А.А. Байкова РАН

udovsky@imet.ac.ru , al-udovsky1@yandex.ru

THE ANISOTROPY OF SPIN – DENSITY BCC–PHASE OF THE FE AND THE DIMENSIONAL FACTOR IN THE Fe-(Cr,V,Mo) SYSTEMS ARE SOURCES ALTERNATING BEHAVIOUR OF STRUCTURAL AND THERMODYNAMIC PROPERTIES OF THE BCC- Fe-BASE ALLOYS

Udovsky A.L.

Abstract

The analysis of results obtained by quantum-mechanical calculations both full energy relationship and average magnetic moment (MM) for ferromagnetic (FM) bcc - phase of the pure Fe depending on volume have been realized. It was proposed and considered 16 atomic extended cell, containing 8 bcc- a lattices, isomorphic to system of the sites in crystal structure of the DO3 - type. This extended cell contains 3 types sub-lattices. Within the framework of three sub-lattices model (3SLM) the values of partial MMs of atoms located as from the first up to four coordination spheres(CS) have been calculated. Within the

framework of 3SLM was built the free energy functional, taking into account energy of the interaction of atoms of components, located in the first three CSs. The entropy of solid solution has been described in Gorsky–Bragg –Williams’s approximation. The account of the dimensioned factor was made self-consistent by expansion in series for atoms components energies interactions on degrees up to second order considering anisotropy of the elastic constants. The influence of the impurity atom greater size in comparison with size of the Fe - atoms have been considered both on change partial MMs, and on arising the static displacements of Fe - atoms matrixes, located from the first up to four CSs around impurity atom. The dual influence of the

dimensional factor on magnetic and thermodynamic properties and stability of BCC- phases alloys of the Fe-(Cr, V) systems have been received. It is shown that substitution Fe atom by Cr or V atoms with more size of the atom in comparison with size of the Fe atom brings to origin two mutually- contradictory trends: 1) to increase as for the average as partials MMs of BCC - FM phase on one Fe atom, because increase the local distances between Fe atoms, 2) to static displacements Fe atoms in neighbors and nearest neighbors CSs around impurity atom, for the small concentration of alloying element in the Fe- (Cr, V) systems. Under greater values of concentration of alloying element the superposition of static displacements brings about arising the significant local pressures, which bring suppress the mean MM of Fe - atoms and, as effect, to reduction magnetic contribution to free energy, bring to magnetic stabilizations BCC a phases. The physical nature of concentration dependencies mixing enthalpy with alternating sing for bcc solid solutions in FM state Fe-Cr alloys, which has been ab-initio calculated by different researchers, has been explained.

Сплавы с ОЦК - структурой системы Fe-Cr являются основой ферритных сталей и представляют практический интерес как материалы для оболочек ТВЭЛлов для реакторов на быстрых нейтронах, поскольку они обладают более высокой радиационной стабильностью в условиях облучения при температурах 600-900К в сравнении с аустенитными сталями [1]. Поэтому в последние годы ОЦК – сплавы системы Fe-Cr стали объектом квантово-механических (КМ) [2-5] и полуэмпирических [6-9] расчетов, несмотря на то, что экспериментальные данные как по фазовой диаграмме (ФД) [10], так и по термодинамическим свойствам (ТС) [11] системы Fe-Cr получены достаточно давно. Анализ расчетных ФД систем Fe-(Cr,Si,Al), например, в [12,13] позволил выявить наличие принципиальных ошибок в этих работах. В [14] и позднее в [15] проведены исследования методом диффузного рассеяния нейтронов на сплавах в области составов 0÷15 ат. % Cr, которые были предварительно термообработаны при температуре, ниже температуры Кюри. На основании структурных исследований в [14-15] построена концентрационная зависимость параметра ближнего порядка (БП), показавшая наличие БП для сплавов, составы которых меньше 10 ат. % Cr. Эти данные вошли в противоречие с экспериментальными ФД и ТС сплавов системы Fe-Cr. Физическая причина этого противоречия заключается в том, что энтальпия смешения измерена при высокой температуре (1250 К) [11], когда сплавы находились в парамагнитном (ПМ) состоянии, тогда как структурные исследования в [14-15] проведены на ферромагнитных (ФМ) ОЦК - сплавах. Метод Calphad в своей основе опирается на данные эксперимента по ФД и ТС, измеренные для ПМ ОЦК – сплавов. Измерение ТС для ФМ ОЦК - сплавов, требует гигантских затрат времени для приведения сплавов в равновесное состояние, поэтому энтальпию образования сплавов в зависимости от состава при низких температурах возможно получить посредством применения КМ расчетов. Как правило, КМ результаты получаются в численной форме, что затрудняет понимание физической природы возникновения БП. В связи с этим цель настоящей работы состояла в формулировке трех- подрешеточной модели (ЗПРМ), которая должна позволить описать ближний порядок в ФМ ОЦК– фазе системы Fe-Cr. Мотивацией рассмотрения расширенной 16-ти атомной ячейки, содержащей 3 различные подрешетки, являлась попытка сформулировать достаточно простую модель для интерпретации среднего магнитного момента (СММ) для ФМ ОЦК–фазы чистого Fe в зависимости от межатомных расстояний $\langle m \rangle = f(r_{ij})$ [16]. Используя результаты КМ расчетов $\langle m \rangle = f(r_{ij})$ нами были рассчитаны значения парциальных магнитных моментов (ПММ) атомов Fe, расположенные на 1-ой ÷ 4-ой координационных сферах (КС), что соответствует межатомным расстояниям в единицах параметра решетки ($\rho_1 = \sqrt{3}/2$, $\rho_2 = 1$, $\rho_3 = \sqrt{2}$, $\rho_4 = \sqrt{3}$) [17]: $m_1 = m(\rho_1) = 1,7$, $m_2 = m(\rho_2) = 2,2$, $m_3 = m(\rho_3) = 3,15$, $m_4 = m(\rho_4) = 3,25 \mu_B$ /атом Fe. Важным подтверждением рассчитанных ПММ атомов Fe в ФМ ОЦК - фазе являются 1) качественное согласие с распределением плотности ММ, полученным из данных экспериментов на плоскости типа (100) и диагональной плоскости, построенной на векторах [100] и [110] элементарной ячейки ОЦК -Fe [18]; 2) хорошее количественное согласие рассчитанного СММ в сравнении с экспериментальным значением (относительная погрешность равна $\delta \langle m \rangle / \langle m \rangle = 0,03$). Предложенная ЗПРМ приводит нас к выводу, что для учета БП в 1÷3 КС следует использовать расширенную ячейку, которая содержит 3 разных подрешетки, содержащих атомы в трех неэквивалентных типах узлов с различными окружениями. Этим условиям будет удовлетворять расширенная ячейка, построенная из восьми ОЦК–ячеек. Эта расширенная ячейка изоморфна системе узлов в кристаллической структуре типа DO₃, которая стабильна в виде химических соединений Fe₃Si и Fe₃Al в системах Fe-Si и Fe-Al. Для ЗПРМ нами был построен функционал

свободной энергии для ФМ ОЦК – фазы бинарных систем, (энтропию смешения записывали в приближении Горского – Брэгга – Вильямса для каждой из трех подрешеток) зависящий от конфигурационных и магнитных внутренних степеней свободы в приближении взаимодействий атомов компонентов, расположенных в 1÷3 КС. Учет размерного фактора произвели путем разложения энергий взаимодействия атомов, расположенных в разных КС по степеням смещений атомов из узлов средней (идеальной) кристаллической решетки. Учет магнитной составляющей свободной энергии проводили в приближении подхода Индена – Хиллберта – Джарла. Численная оценка расположения первого атома примеси (Cr) в различных подрешетках 16-атомной ячейки ($x_{Cr}=6,25$ ат.%) показала, что энергетически выгодно ему располагаться в 1-ой КС. Таким образом, предложенная модель позволила описать ближний порядок ФМ ОЦК - сплавов Fe-Cr.

Исследования поддержаны грантами РФФИ 09-03-00983-а, ОХНМ-02.

Литература

1. A.Udovsky, V. Kolotushkin. Proceedings of JETC-10, Copenhagen 2009. p 234-237. <http://www.jetc10.fys.ku.dk/?q=allpapers>.
2. P.Olsson et all. J.Nuclear Materials, 2003, v. 321, p. 84-90.
3. А.А.Мирзоев, М.М.Ялалов, Д.А.Мирзаев. ФММ, 2003, т. 97, с.336.
4. А.Е.Kissavos et all. Comp.Mater.Sci., 2006, v.35, p.1-5.
5. P.Olsson, et all. Phys. Rev., B 2006, v. 73, 104416.
6. J.Wallenius t all. Phys.Rev.B, 2004, v.69, 094103.
7. M.Yu. Lavrentiev et all. Phys. Rev. B, 2007, v.75, 014208.
8. P.Olsson, Ch.Domain, J.Wallenius. Phys. Rev. B, 2007, v.75, 014110.
9. G.Bonny et all. Journal Nucl. Materials, 2009.
10. О. Кубашевски. Диаграммы состояния бинарных сплавов с железом. М. Металлургия.1988.
- 11.О. Кубашевски, А. Олкокк . "Металлургическая термохимия. М. Металлургия. 1982.
12. J.Miettinen. CALPHAD, 1999, v.23, N 2, 231.
13. J.Lacase, B.Sundman. Metallurg.Trans.Sect. A:Phys.Metallurgy and Mater.Sci. (1991) v.22,p.2211-2223.
14. I.Mirebeau, M. Hennion, and G. Parette: Phys. Rev. Letters Vol. 53, 7 (1984), p. 687
15. I.Mirebeau and G. Parette: Phys. Rev. B 82 (2010) 104203
16. M.Cerny, J.Pokluda, M.Sob, M.Friak, P.Sandera. Phys. Rev. B. 67, 035116 (2003).
- 17.А.Л.Удовский. Труды X Российского семинара «Компьютерное моделирование физико-химических свойств стекол и расплавов», г. Курган. Октябрь 12-15, 2010,с.7-10.
18. LANDOLT-BORNSTEIN.Numer.Data and Funct.Relat.in Sci.&Techn.New Series. Edit.Chief. O. Madelung.Group III:Crystal and Solid State Physics.Volume19.Magn.Properties of Metals. Subvol.b. Alloys and Comp.d-Elements with Main Group Elements.Part 1 J.G.Booth .H.PJ.Wijn-G.Zibold.Editor:H.P.J. Wijn.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ ИМПУЛЬСНОГО ТОКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Кириллов А.М., Яковлев А.В., Сидоров С.А.

Россия, Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, feodorov@tsu.tmb.ru

INVESTIGATION OF THE BEHAVIOR AMORPHOUS ALLOYS IN THE EFFECTS OF PULSE CURRENT

Fedorov V.A., Pluzhnikova T.N., Kirillov A.M., Yakovlev A.V., Sidorov S.A.

Russia, Tambov State University named G.R. Derzhavin, feodorov@tsu.tmb.ru

The influence of pulsed electric current on the deformation of amorphous metal alloys is investigated. Found that the decrease load is proportional to the temperature rise and is not dependent on the duration of electric pulse.

Электропластический эффект – это явление снижения механического напряжения путем воздействия импульсного электрического тока [1], хорошо изученное для металлов и сплавов. Этот эффект с успехом применяется при обработке традиционных материалов (стали, меди, алюминиевых сплавов и др.) и трудно-деформируемых металлов (вольфрама, молибдена). Что же касается изучения данного эффекта на аморфных металлических сплавах (АМС), то информация об этом практически отсутствует.

Цель работы: 1) исследование механических характеристик АМС при разных скоростях деформации, 2) проведение сравнительного анализа влияния импульсов электрического тока на АМС с различным элементным составом, 3) изучение влияния импульсов электрического тока различной плотности и длительности на процесс деформации металлических стекол.

Табл. 1.

Тип сплава	Co, %	Fe, %	Ni, %	Si, %	Mn, %	B, %	Cr, %	Nb, %	Cu, %	σ , МПа	E , ГПа	σ/E
АМАГ-170	70,42	4,72	10,46	9	2,1	2	1,3	–	–	1548 ± 3	97,9 ± 14,5	0,0158
АМАГ-172	71,65	4,75	10,92	8,16	1,13	2	1,39	–	–	1307 ± 244	103,3 ± 9,1	0,0126
АМАГ-179	78,1	3,31	8,19	5,48	1,61	2	1,31	–	–	1268 ± 283	112 ± 0,4	0,0113
АМАГ-180	78,65	4,03	4,73	7,22	1,88	2	1,49	–	–	2032 ± 481	141,3 ± 28,9	0,0144
АМАГ-183	82,69	2,21	–	7,77	4,19	2	1,14	–	–	1529 ± 22	105,1 ± 7,3	0,0145
АМАГ-186	85,41	2,27	–	5,15	4,07	2	1,1	–	–	1696 ± 145	117,9 ± 5,5	0,0144
АМАГ-200	–	80,22	–	8,25	–	–	–	10,09	1,44	1474 ± 77	109,1 ± 3,3	0,0135

В качестве материалов для исследования были выбраны АМС с различным элементным составом, представленным в табл. 1 (Данные исследования проведены с использованием оборудования Центра коллективного пользования научным оборудованием БелГУ «Диагностика структуры и свойств наноматериалов»). Размеры образцов: $\sim 3,5 \times 0,02 \times 40$ мм. Эксперименты по растяжению проводились на разрывной машине Instron-5565 (рис. 1), для которой были изготовлены специальные изолирующие захваты для подачи импульсов электрического тока различной плотности (от $1 \cdot 10^8$ до $5 \cdot 10^9$ А/м²) и длительности ($\tau \sim 2,5$ мс и 5 мс). При этом непрерывно фиксировалась температура образца с помощью дистанционного измерителя температуры Testo-845.

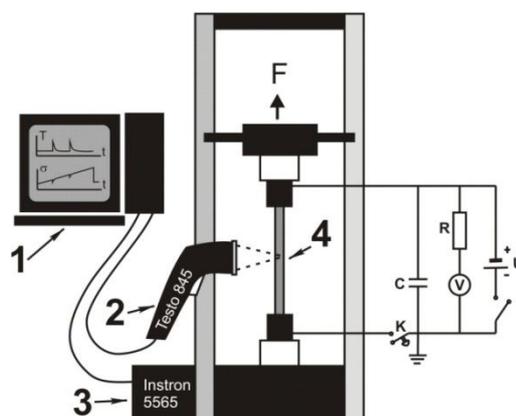


Рис. 1. Схема экспериментальной установки. 1 – ПК, 2 – Testo-845, 3 – Instron 5565, 4 – образец.

Экспериментально установлено, что пропускание импульсов электрического тока вызывает резкое уменьшения сопротивления материала пластической деформации, что наблюдается на диаграммах нагружения (рис. 2а), сопровождаемое нагревом образцов (рис. 2б). Увеличение плотности тока способствует большему спаду механической нагрузки и возрастанию температуры.

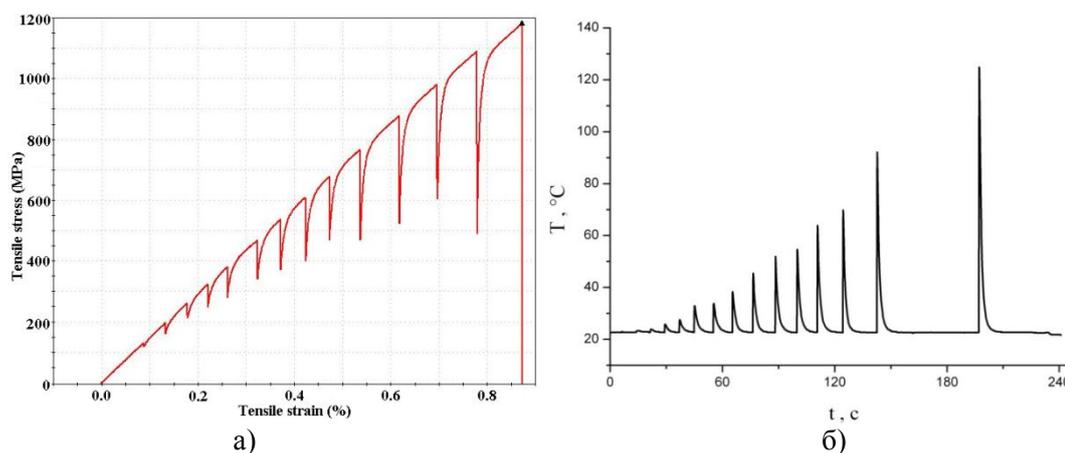


Рис. 2. Диаграмма растяжения сплава АМАГ-180 со скоростью 0,1 мм/мин и последовательном пропускании 14 импульсов электрического тока разной плотности ($\tau \approx 5$ мс); б) зависимость температуры образца от времени в эксперименте с пропусканием импульсов.

Увеличение длительности импульса при одинаковой плотности электрического тока приводит к большему спаду механического напряжения. Наблюдаются линейные зависимости спада напряжения от температуры характерные для каждого сплава, практически не зависящие от длительностей подаваемых импульсов. Полученные спады механического напряжения на АМС можно объяснить тепловым расширением решетки за счет нагрева, т.к. классический электропластический эффект на металлах сопровождается незначительным нагревом образцов, и наблюдается в основном на стадии пластической деформации. В АМС деформирующихся упруго, стадии пластической деформации нет.

Отношение предела прочности к модулю Юнга для исследованных аморфных сплавов $\sigma/E = 0,010-0,016$ (табл.1, правая часть). Эта величина составляет почти четверть от значения $\sigma/E = 0,05$, отвечающего теоретически установленной прочности, и существенно выше той, которая известна для наиболее прочных из используемых ныне кристаллических материалов $\sigma/E = (10^{-5}-10^{-2})$. Модуль упругости в зависимости от скорости движения захватов (0,1 – 500 мм/мин) практически не меняется. Поскольку упругие модули характеризуют силы межатомного взаимодействия между соседними атомами, а средняя энергия межатомного взаимодействия изменяется с температурой, то и модули упругости аморфных металлических сплавов также зависят от температуры [2].

Обнаружено, что при больших значениях импульсов тока наблюдается частично восстановленный спад. Предполагаемой причиной эффекта могут быть процессы структурной релаксации. В подтверждение данной гипотезы были проведены исследования по деформации АМС в три стадии: на первой – нагружение при комнатной температуре до некоторой величины механического напряжения; на второй – нагрев образца в температурной камере разрывной машины под нагрузкой; на третьей – деформация в нагретом состоянии. Установлено, что при тех же значениях температур, что и в экспериментах с импульсным током, спад механического напряжения при нагреве в печи на $\sim 30\%$ ниже. По-видимому, часть энергии расходуется на тепловое расширение, а другая часть тратится на структурную релаксацию, происходящую в процессе длительного нагрева. С одной стороны за счет структурной релаксации модуль Юнга растет [2], а с другой стороны нагрев снижает модуль Юнга. В результате этих двух конкурирующих процессов, изменения модуля Юнга в экспериментах не наблюдается.

Литература:

1. Спицын В.И., Троицкий О.А. Электропластическая деформация металлов. М.: Наука. 1985. 160 с.
2. Воронов С.А., Переверзева Л.П., Поплавко Ю.М. Физическое материаловедение. Часть 1. Перспективные направления материаловедения: Учебное пособие. – Киев, Изд-во: Нац. Тех. Университета Украины, 2004. – 196 с.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант №09-01-97514_p_центр_a).

ВЛИЯНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ПРИМЕСНЫХ ВЗАИМОДЕЙСТВИЙ НА ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА КРИСТАЛЛА РАСТВОРИТЕЛЯ

Чаргаев Х.Ш.

*Махачкалинский филиал Московского Автомобильно-дорожного Института
bukilal@mail.ru*

В предыдущих работах при одновременной реализации и обеспечении примесь-дефектных взаимодействий в процессе реструктурирования полупроводниковых кристаллов были обнаружены проявления эффекта пластификации и ускоренного проникновения диффундирующей примеси вглубь образца. Если обычное диффузионное взаимодействие медленно-диффундирующих примесей, какой является индий (In), повлияло на диффузионно-деформационные параметры, то направленное электропереносное перемещение и взаимодействие примесных атомов с дефектами структуры должны проявиться по-особому.

В настоящее время поиски различных способов повышения пластичности при как можно низких температурах и изучение взаимосвязи между структурой, формирующейся интенсивной пластической деформацией, составом, образующимся диффузией примесных атомов и свойствами полученной системы, являются задачей актуальной, имеющей прикладное значение.

В настоящей работе использованы различные способы вхождения примеси в решетку растворителя с целью изучения их влияния на прочностно-пластические свойства кристаллов кремния. Наиболее приемлемым и предпочтительным вариантом экспериментальной реализации предложенной идеи оказался электростимулированный метод пластической деформации, названный ЭПД-способом. Это тот случай, когда по пластически деформируемому твердому телу (ПДТТ), помещенному в электрическое поле, проходит постоянный электрический ток высокой плотности. Именно в ПДТТ удалось реализовать многие принципы неравновесной термодинамики. К таковым относятся необратимость процесса, возможность регулирования степени неравновесности, наличие нелинейности в соотношениях между истинным напряжением сдвига, действующим на дислокацию, и ее скоростью. Избыточная энергия внешнего воздействия на кристалл куммулируется в локализованных, сильно неравновесных областях. Такие области образуют открытую подсистему, способную к самоорганизации, благодаря появившейся возможности произвести обмен энергией и веществом как внутри кристалла, так и с окружающей средой. Понимание роли структурных дефектов в формировании и изменении свойств кристаллов важно не только для проблемы пластичности и прочности материалов, но и для микроэлектроники, приборы которой основаны на их взаимодействиях. При исследовании влияния электронно-дислокационно-примесных взаимодействий следует ожидать существенных изменений в динамических свойствах дислокаций - с одной стороны, в электронных и, как сейчас выявили, в спиновых свойствах кристаллов - с другой стороны.

При разработке конструкционных материалов, обладающих нужными механическими свойствами, необходимо научиться управлять ими, не изменяя атомно-кристаллическую структуру кристалла, в отличие от классических методов (термообработка, легирование, наклеп и т.д.) Предложенная электростимулированная обработка кристаллических тел привлекает внимание исследователей в последние годы из-за прикладного характера ее применения. Электропластическая обработка в импульсном режиме позволили модифицировать такие хрупкие металлы как молибден и вольфрам.

Объектами исследования были монокристаллы p-кремния, исходно легированные галлием до концентрации дырок $N_A=10^{16}$ см⁻³ при комнатной температуре. Поверхность образцов очищалась ионно-плазменной чисткой, а примесь наносилась термическим испарением на широкие торцевые поверхности, которые попарно складывались перед помещением в вакуумную камеру между токоподводящими электродами. Образцы в виде параллелепипедов размерами 10×6×4 мм, ребра которых совпадали с кристаллографическими направлениями [110], [110], [111], где одна грань была параллельна плоскости [110], а две другие отклонены на 10° от плоскостей [001] и [110] попарно складывались и подвергались электропереносно-пластической деформации. Деформацию производили в камере, размещенной на установке прессового типа, позволяющей производить все способы деформации в динамическом и статическом режимах, с записью на самописце.

Датчиками для записи служат: тензодинамометр для регистрации усилия и индуктивный преобразователь для регистрации перемещения. Основная цель постановки эксперимента - выяснение зависимости пластических свойств монокристалла кремния от способов деформирования и вхождения примесей в решетку растворителя- реструктурирующей матрицы.

Сжатие производилось вдоль направления [110], в динамическом режиме в вакуумной камере, на установке прессового типа. Ниже приводятся результаты экспериментальных исследований по изучению влияния одновременно протекающих деформационно-электродиффузионных процессов на пластические свойства монокристаллического кремния.

На рис.1(кривые 1,2,3) приведены зависимости напряжение-деформация $\sigma(\epsilon)$ для трех образцов монокристаллического кремния при трех различных режимах их реализации – при электропластическом способе деформации (ЭПД-способ - кр. 3) без диффузии, при одновременном с ЭПД-способом реализации обычной диффузии (кр. 2), при ЭПД-способе с одновременной электродиффузией (кр. 1).

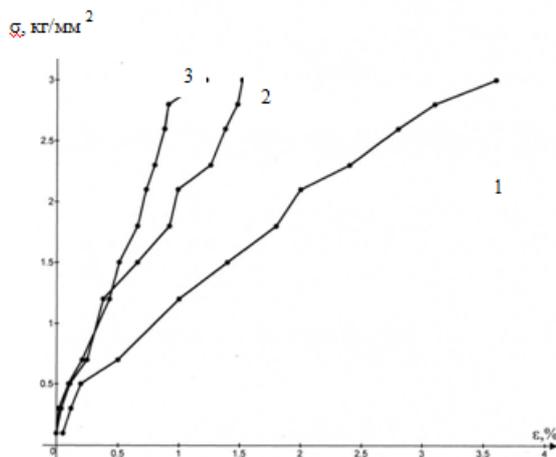


Рис. 3. Зависимость сдвиговой деформации $\sigma(\epsilon)$ при $T=700^{\circ}\text{C}$ для различных режимов деформации:

1- ЭПД - способ; 2- ЭПД - способ с диффузией Sn; 3- ЭПД - способ без диффузии.

Несмотря на малые значения параметров внешнего воздействия (σ, T, t), как видно из рис.1 (кр.1-3), достигнуты значительные величины деформации ϵ . Особый интерес представляет поведение образца, полученное при реализации электродиффузии примесных атомов. Деформация при ЭПД-способе шла значительно легче и эффективнее, т.е. для достижения единичного процента деформации при ЭПД-способе усилие потребовалось в два раза меньшее, чем при ЭПД-способе, особенно на начальном участке деформации, где отношения коэффициентов упрочнения $\gamma_3/\gamma_1 = 3$

Полученные экспериментальные результаты позволяют сделать вывод о том, что подбирая ориентацию граней кристалла и нанося примесь на соответствующую поверхность, можно сформировать такой слой, который начнет работать как источник генерации дефектов с диффузионной накачкой. Отличие нового подхода в обработке кристаллов от традиционных состоит в том, что в ЭПД – способе все структурные носители перестраиваются в динамические потоки и силы определенного направления Структурные носители, приобретая направленное движение, могут влиять на характер движения и взаимодействия всех участников процесса. В результате таких обменных взаимодействий изменяется динамика скольжения и деформационные характеристические параметры, которые приведены на Рис.1. При применении новой технологии обработки кристаллов возможно структура испытывает сложную эволюцию, зависящую от многих факторов, включая и эволюцию самих дефектов.

Предложенная новая технология с применением электростимулированной обработки кристаллов позволит обогатить их физические свойства.

ВЛИЯНИЕ ОДНОМЕРНЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ НА ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СЕГНЕТОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ

Штец П.П.¹, Горват А.А.², Горина О.В.¹, Наконечный Ю.С.², Рубиш В.М.¹

¹Украина, Ужгородский научно-технологический центр ИПРИ НАН Украины
center.uzh@gmail.com

²Украина, Ужгородский национальный университет

EFFECT OF ONE-DIMENSIONAL MECHANICAL STRESS ON THE DIELECTRIC PROPERTIES OF FERROELECTRIC SOLID SOLUTIONS

Shtets P.P., Horvat A.A., Gorina O.V., NakonechnyJ Yu.S., Rubish V.M.

The influence of concentration and one-dimensional mechanical stress on the dielectric properties of ferroelectric solid solution $SbS_{1-x}Se_xI$ has been investigated. It was shown that with selenium concentration increasing, the smearing of phase transition is decreasing and Curie temperature is shifting to the area of lower temperatures. It has been found that one-dimensional pressure causes decreasing and tension causes the increase of transition temperature. Thermodynamic decomposition coefficients are determined depending on mechanical stress.

Настоящая работа посвящена исследованию диэлектрических свойств сегнетоэлектрических твердых растворов (СЭТР) $SbS_{1-x}Se_xI$ ($x=0-0.25$) и их изменениям при воздействии одномерных механических напряжений.

Температурные зависимости диэлектрической проницаемости ϵ твердых растворов измерялись на частоте 50 кГц.

Для всех исследованных составов в области сегнетоэлектрического фазового перехода наблюдается резкое увеличение ϵ (рис. 1, 2). По мере увеличения концентрации селена максимум диэлектрической проницаемости сдвигается в сторону низких температур, а максимальное значение ϵ уменьшается (рис. 1). Из зависимостей, приведенных на рис. 1, следует, что замещение серы селеном вызывает размытие фазового перехода. Это может быть связано с тем, что при введении селена в сульфоиодид сурьмы, согласно правила фаз Гиббса, в определенной области температур существуют две фазы, т.е. фазовое превращение в твердых растворах носит моновариантный характер. В связи с этим нами анализировалась не температура фазового перехода, а температура, определенная по максимуму ϵ , по своему смыслу близкая к температуре Кюри. Исследования показывают, что температура Кюри твердых растворов $SbS_{1-x}Se_xI$ линейно зависит от концентрации селена. Наблюдаемые явления могут быть объяснены в рамках термодинамической теории сегнетоэлектрических твердых растворов и позволяют рассчитать значения ϵ во всей концентрационной области.

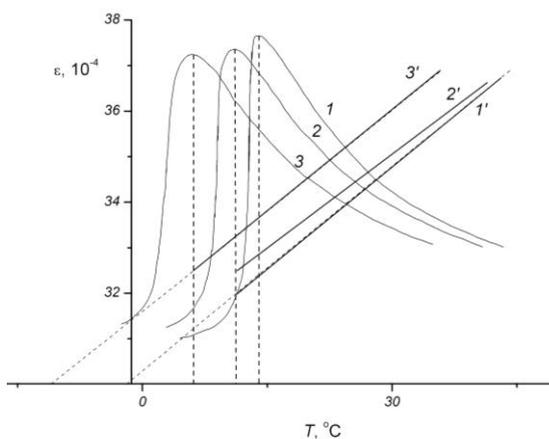


Рис.1. Температурная зависимость диэлектрической проницаемости ($I-3$) и обратной диэлектрической проницаемости ($I'-3'$) твердых растворов $SbS_{1-x}Se_xI$:

$I, I' - x=0; 2, 2' - x=0,01; 3, 3' - x=0,017$

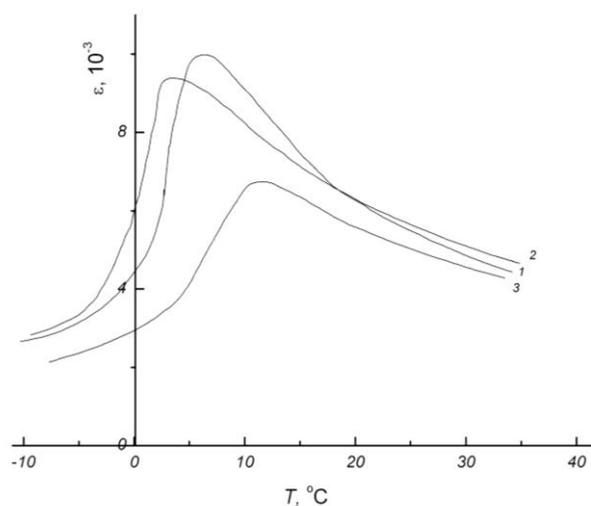


Рис.2. Температурная зависимость диэлектрической проницаемости твердого раствора $\text{SbS}_{0,95}\text{Se}_{0,05}\text{I}$
1 - без напряжения; 2 - сжатие; 3- растяжение. $\sigma=7,2 \text{ МН/м}^2$

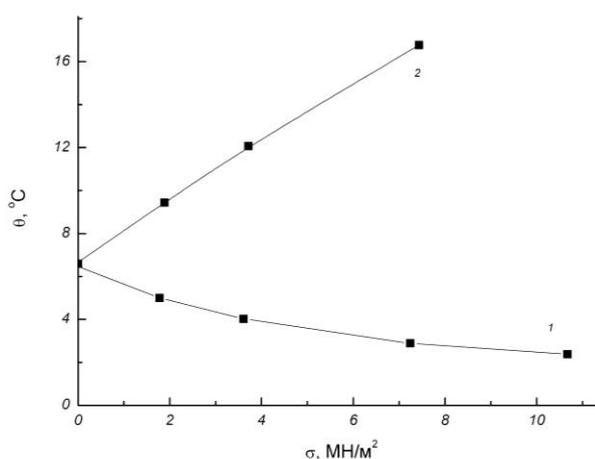


Рис. 3. Зависимость температуры Кюри от сжимающих (1) и растягивающих (2) напряжений для твердого раствора $\text{SbS}_{0,95}\text{Se}_{0,05}\text{I}$

Сдвиг температуры фазового перехода может быть объяснен с помощью динамической теории сегнетоэлектриков. При замещении серы на селен в структуре сульфоиодида сурьмы период решетки увеличивается за счет внедрения в структуру вместо аниона серы большего аниона селена, что приводит к уменьшению внутреннего поля за счет увеличения кулоновского взаимодействия между тремя одинаково заряженными ионами серы, селена, иода.

Исследования влияния одномерных механических напряжений на сегнетоэлектрический фазовый переход в $\text{SbS}_{1-x}\text{Se}_x\text{I}$ показали, что одномерное сжатие кристалла вызывает понижение, а растяжение – повышение температуры перехода (рис.2, 3). При этом наблюдается размытие фазового перехода и уменьшение максимальной диэлектрической проницаемости ($\epsilon_{\text{макс}}$).

На основании термодинамической теории СЭТР с размытым фазовым переходом найдена аналитическая зависимость диэлектрической проницаемости от концентрации, механических напряжений и температуры. Определены коэффициенты термодинамического разложения в зависимости от механических напряжений. Теоретически показано, что с увеличением концентрации замещающих компонент, при наложении механических напряжений, $\epsilon_{\text{макс}}$ уменьшается.

ВЛИЯНИЕ СДВИГОВЫХ НАПРЯЖЕНИЙ И ТЕМПЕРАТУРЫ НА ДАВЛЕНИЕ ФАЗОВОГО ПЕРЕХОДА В НИТРИДЕ КРЕМНИЯ ПРИ УДАРНОМ СЖАТИИ

Якушев В.В., Уткин А.В., Жуков А.Н.

Россия, Институт проблем химической физики РАН, yakushev@icp.ac.ru

INFLUENCE OF SHEAR STRENGTH AND TEMPERATURE ON PRESSURE OF PHASE TRANSITION IN SILICON NITRIDE UNDER SHOCK COMPRESSION

Yakushev V.V., Utkin A.V., Zhukov A.N.

The work represents the results of shock loading of silicon nitride and their correlation with those for compression at static conditions. Influence of shear strength and temperature on pressure of phase transition from β -Si₃N₄ to γ -Si₃N₄ under shock loading is discussed.

В работе представлены результаты исследований влияния ударного сжатия на фазовый переход фазы низкого давления нитрида кремния β -Si₃N₄ в фазу высокого давления γ -Si₃N₄.

Ранее было показано, что в беспористых образцах β -Si₃N₄ фазовый переход начинается при давлении ударного сжатия 36 ГПа [1]. При использовании пористого нитрида кремния (пористость 15%) было обнаружено [2], что его ударная адиабата пересекает ударную адиабату сплошного нитрида кремния приблизительно при 25 ГПа. Необычное относительное положение ударных адиабат связывалось с более ранним началом фазового перехода в пористых образцах из-за их значительно более сильного разогрева в ударной волне. Однако такое поведение может быть обусловлено не только повышением температуры, но и другими факторами, например, уменьшением сдвиговых напряжений в пористом материале, которые не реализуются в статике. В данной работе приводится сопоставление результатов по статическому сжатию с результатами по ударно-волновому нагружению сплошного и пористого нитрида кремния. С этой целью с использованием лазерного доплеровского измерителя скорости VISAR проведены эксперименты по регистрации профилей ударных волн в пористых образцах и определен их предел текучести. На основании полученных данных сделан вывод о влиянии сдвиговых напряжений и температуры на давление превращения нитрида кремния в высокоплотную γ -фазу.

1. Hongliang He et al. Shock induced phase transition of β -Si₃N₄ to γ -Si₃N₄. //Phys. Rev. B. 2000, Vol.62, No.17, pp. 11412-11417.
2. Якушев В.В., Уткин А.В., Жуков А.Н. Исследование ударной сжимаемости пористых образцов из нитрида кремния. // В сб. Международной конференции «XI Харитоновские тематические научные чтения», 2009. РФЯЦ-ВНИИТФ, г. Саров. С. 204-207.

***СЕКЦИЯ 3 - ПОЛУЧЕНИЕ МАТЕРИАЛОВ
С НАНО- И
СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ
СТРУКТУРОЙ МЕТОДАМИ
ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ
ДЕФОРМАЦИИ***

ПОЛУЧЕНИЕ МАТЕРИАЛОВ С СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ МЕТОДАМИ ЭКСТРУЗИИ

Агеев Н. П., Терещенко В. Г.

Россия, БГТУ «Военмех», *tereschenko_v_g@mail.ru*

Ageev N. P., Tereschenko V. G. Production of materials with submicrocrystalline is an urgent task of modern science. Physico-mechanical properties of materials submicrocrystalline significantly different from those of analogues with a coarse-grained or amorphous structure. Using the methods of severe plastic deformation can achieve a significant reduction of grain size and obtain high-strength state without changing the chemical composition of the metal. Articles of such materials are of great importance for the rapid development of engineering and other industries. The possibility of hardening metal semi ways preliminary cold severe plastic deformation and with subsequent heat treatment (quenching and tempering).

Получение материалов с субмикрорекристаллической структурой является актуальной задачей современной науки. Применимость любого материала в конструкции определяется комплексом свойств, включающим соотношение между прочностью (пределами текучести и твердостью) и пластичностью (относительной равномерной деформацией и предельной до разрушения деформацией), а также вязкостью разрушения и другими свойствами. Металлические материалы обладают наилучшим соотношением между прочностью и пластичностью по сравнению с другими конструкционными материалами. С уменьшением размера зерна повышается прочность, в том числе с сохранением пластичности, проявляется эффект низкотемпературной и высокоскоростной сверхпластичности.

К настоящему времени разработаны различные методы воздействия на материалы, позволяющие измельчить структуру. Установлено, что к получению зерен субмикрорекристаллического уровня приводит сочетание двух факторов. Это высокая интенсивность и существенная немонокотность деформации, осуществляемой при температурах не выше температуры протекания процесса возврата. Первый процесс обеспечивает необходимое генерирование дислокаций и эволюцию дислокационной структуры, а второй процесс – активизацию новых систем скольжения решеточных дислокаций и их взаимодействие с образующимися при деформации малоугловыми границами фрагментов, что приводит к их перестройке в высокоугловые границы общего типа. Необходимо также наличие высокого гидростатического давления для предотвращения образования трещин и пор.

Авторами исследованы технологические возможности упрочняющей обработки на основе применения двух методов прессования: уширяющей экструзии и выдавливания. Принципиальной особенностью метода уширяющей экструзии является последовательное изменение формы поперечного сечения деформируемой заготовки путем сдвиговой деформации при сохранении постоянства площади поперечного сечения. Представляется возможным циклическое деформирование заготовки в одной матрице при ее проталкивании последующей заготовкой.

Разработан и изготовлен опытный штамп для реализации процессов экструзии. Минимальное количество составных частей обеспечивает надежность функционирования, простоту сборки и изготовления (рис. 1).

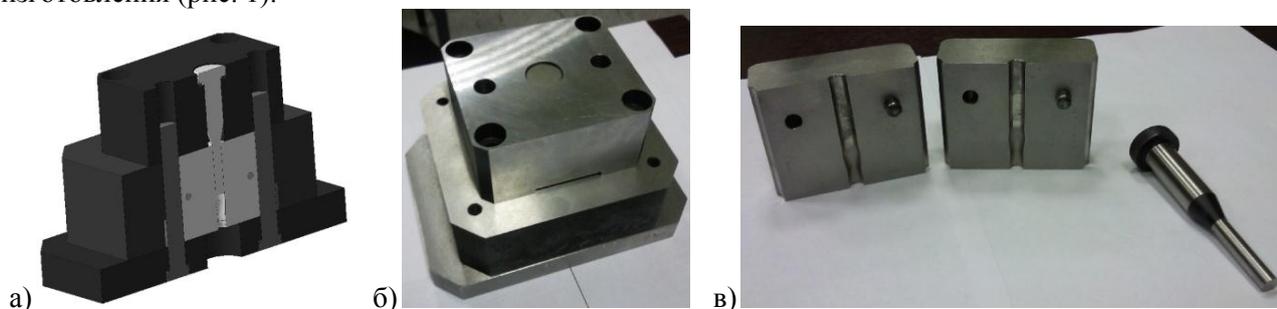


Рис. 1. Универсальный опытный штамп: а) модель в разрезе; б) в сборе; в) элементы сборной матрицы и пуансон для реализации процесса уширяющей экструзии

В работе выполнено компьютерное моделирование и экспериментальные исследования процессов с определением силовых параметров, характера течения металла в очаге пластической деформации, напряженно-деформированного состояния, деформационного упрочнения. Осуществлена пластическая деформация способом уширяющей экструзии цилиндрических образцов диаметром 6 мм и длиной 20 мм. Материалом заготовок являлась высокоуглеродистая инструментальная сталь У12А (ГОСТ 1435-99). Знакопеременный характер деформирования обеспечивает снижение технологических усилий, действующих на рабочий инструмент (рис. 2). Степень упрочнения цилиндрических образцов увеличивается от периферии к центру (оси вращения), что обеспечивает оптимальные условия против хрупкого разрушения от действия изгибающих моментов (рис. 3).

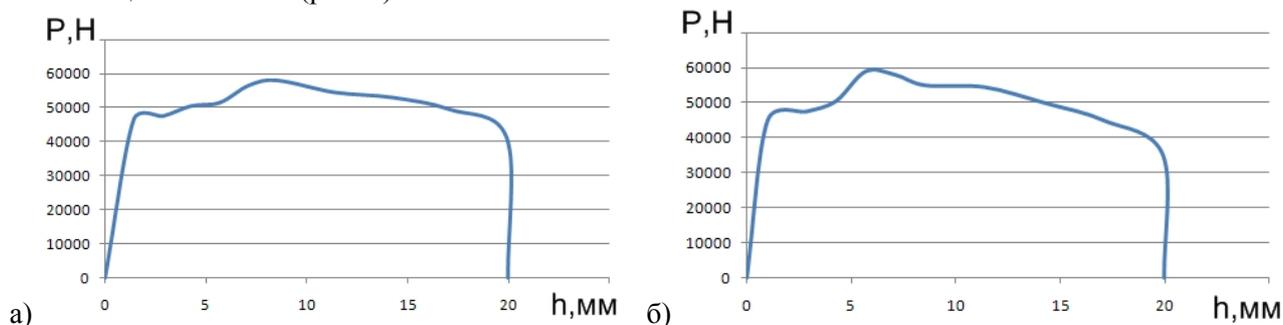


Рис. 2. Экспериментальная диаграмма зависимости усилия деформирования P от перемещения инструмента h для стали У12А: а) совместное деформирование исходных заготовок; б) совместное деформирование упрочненных заготовок

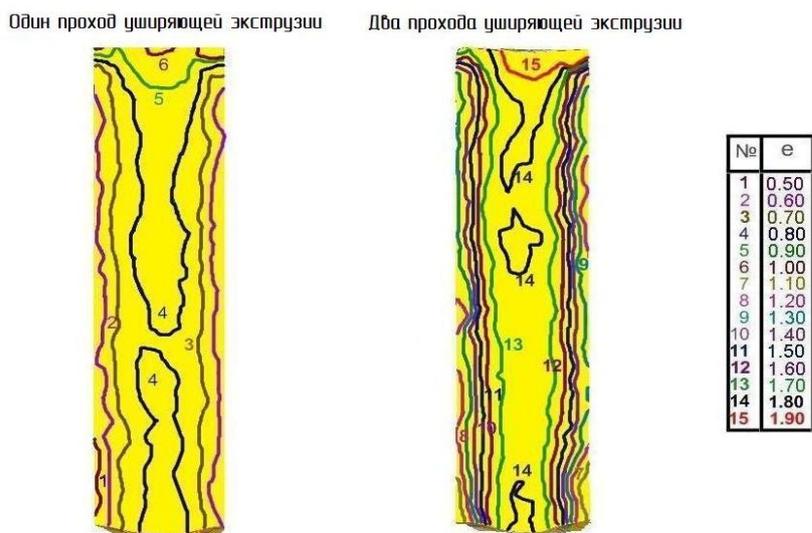


Рис. 3. Распределение степеней деформации в продольном сечении заготовок

Показана принципиальная возможность значительного деформационного упрочнения стали методами экструзии (до 200% и выше) при циклическом деформировании заготовок. Установлено, что последующая упрочняющая термообработка (закалка с низким отпуском) заготовок после интенсивной пластической деформации при кратковременном нагреве токами высокой частоты позволяет получить более высокую твердость по сравнению с термоупрочненными недеформированными заготовками.

Полученные результаты могут быть использованы при производстве стержневых деталей (мелкий инструмент, крепежных изделий и др.), подвергаемых упрочнению закалкой и отпуском.

ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА И ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ТЕРМИЧЕСКУЮ СТАБИЛЬНОСТЬ АЛЮМИНИЕВЫХ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ

Бахтеева Н.Д., Васильев А.Л., Тодорова Е.В.

РФ, Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, nbach@imet.ac.ru

ANNEALING AND INTENSIVE PLASTIC DEFORMATION INFLUENCE ON THERMAL STABILITY OF ALUMINIUM AMORPHOUS ALLOYS

Бахтеева Н.Д., Васильев А.Л., Тодорова Е.В.

Thermal stability of Al-Fe-Ni-La amorphous alloys in as-cast state and after preliminary thermal and deformation processings is investigated. The structural aspects influencing processes of crystallization of amorphous alloys are considered.

Аморфные сплавы, являясь после высокоскоростной закалки метастабильными, стремятся перейти в процессе обработки в более стабильное кристаллическое состояние. При практическом применении сплавов как в исходно аморфном, так и в аморфно-кристаллическом состояниях знание механизмов и условий кристаллизации позволяет управлять этим процессом или предотвращать его, сохраняя аморфную структуру сплава. Известно, что термическая стабильность сплавов, которую обычно оценивают по температуре начала кристаллизации аморфной матрицы при непрерывном нагреве, существенно зависит от химического состава, режима предварительной деформационной или термической обработки, а также от условий изохронного (с постоянной скоростью) нагрева. Указанные факторы влияют прежде всего на диффузионные характеристики аморфных сплавов, которые определяют зарождение и рост кристаллических фаз. Ранее было отмечено, что повышенная стабильность многокомпонентных аморфных сплавов по сравнению с бинарными обусловлена снижением скорости образования и роста кристаллической фазы.

Методами дифференциальной калориметрии, рентгеноструктурного и электронно-микроскопического анализов изучена термическая стабильность аморфных алюминиевых сплавов, легированных никелем, железом и лантаном в различных соотношениях как в исходном состоянии, так и после термической и деформационной обработок. Установлено, что кристаллизация в сплавах после быстрой закалки является двухстадийной. Развитие двухстадийной кристаллизации при нагреве сплавов связано с многокомпонентностью их легирования. Анализ литературных данных показывает, что при легировании аморфных сплавов тремя и более компонентами процессы кристаллизации сопровождаются расслоением аморфной матрицы на две аморфные составляющие различной легированности с понижением свободной энергии системы. Этот процесс является общим для сложнелегированных сплавов различных композиций и также наблюдается в сплавах, исследованных в настоящей работе, что подтверждено методами электронной микроскопии и энергодисперсионного микроанализа. Сравнение температур начала кристаллизации T_{x1} , полученных при одинаковой скорости нагрева $V = 20$ °/мин., для сплавов различной легированности показало, что максимальной термической стабильностью обладает сплав $Al_{85}Ni_7Fe_4La_4$ с температурой начала кристаллизации $T_{x1} = 285$ °С (см. табл.). Уменьшение содержания железа до 2 ат.% и повышение количества никеля до 9 ат.% приводит к резкому снижению температуры начала кристаллизации T_{x1} . Минимальной термической стабильностью обладает сплав $Al_{85}Ni_9Fe_2La_4$ с $T_{x1} = 257$ °С. Аналогичную зависимость термической стабильности сплавов от их легирования наблюдали и при минимальной скорости изохронного нагрева $V = 5$ °/мин. Повышенная стабильность сплава с наибольшим содержанием железа обусловлена замещением атомов Ni на атомы Fe, которые в твердом растворе на основе Al образуют пары Al-Fe. Ранее в работе [1] на аморфных сплавах подобных композиций было показано, что энергия взаимодействия в парах Al-Fe значительно выше, чем в парах Al-Ni, что приводит к повышенной энергии активации процессов кристаллизации в сплавах с большим содержанием железа.

Предварительный низкотемпературный отжиг при 250 °С практически не влияет на температуру начала кристаллизации. Анализ структуры на различных этапах структурных

превращений при непрерывном нагреве в калориметре со скоростью $V = 5$ °/мин. проведен на сплаве $Al_{85}Ni_7Fe_4La_4$. Результаты рентгеноструктурного анализа показали, что после нагрева до 250 °С (ниже $T_{x1} = 287$ °С) в сплаве сохраняется преимущественно аморфная структура. Установлено, что изотермический отжиг приводит к процессам релаксации. О развитии последних, как правило, судят по измерениям структурно зависимых свойств сплавов в состоянии после отжига. Показано, что в сплаве с минимальной термической стабильностью скорость развития процессов релаксации выше. Минимальных значений микротвердости 250-270 HV_{0,01/10} сплав достигает после отжига при 200 °С в течение 15-60 минут. В сплаве с максимальной термической стабильностью $Al_{85}Ni_7Fe_4La_4$ микротвердость, значение которой в исходном аморфном состоянии составляло 400 HV_{0,01/10}, достигает минимальных значений 340 HV_{0,01/10} после отжига при более высокой температуре - 250 °С с выдержками от 15 до 60 минут. Такое снижение микротвердости свидетельствует о развитии низкотемпературной релаксации. Однако, по данным калориметрии (табл.) низкотемпературный изотермический отжиг при 250 °С с выдержками от 15 до 60 мин. не приводит к изменению калориметрических кривых и повышению термической стабильности сплавов. Кристаллизация развивается в две стадии. Повышение температуры изотермического отжига до 300 – 350 °С с выдержками 15 минут сопровождается развитием частичной статической кристаллизации и приводит к кардинальному изменению результатов калориметрии: исчезает низкотемпературный пик тепловыделения. Кристаллизация развивается по одностадийной схеме (табл.).

Табл. 1

Тепловые эффекты превращений в сплавах при непрерывном нагреве со скоростью 20 /мин после различных видов обработки

Сплав	Обработка	T_{x1} , °С	T_1 , °С	H_1 , Дж/г	T_{x2} , °С	T_2 , °С	H_2 , Дж/г
$Al_{85}Ni_7Fe_4La_4$	закалка	285	297	25	373	382	63
$Al_{85}Ni_9Fe_2La_4$	закалка	257	269	36,4	330	350	36
$Al_{85}Ni_8Fe_3La_4$	закалка	276	283	55	350	363	70
	250 °С, 15 мин.	286	297	48	371	382	75
$Al_{85}Ni_7Fe_4La_4$	300 °С, 15 мин.	-	-	-	372	379	57
	300 °С, 15 мин.	-	-	-	369	378	49
$Al_{85}Ni_9Fe_2La_4$	250 °С, 60 мин.	257	267	39	328	351	49

К аналогичным изменениям калориметрических кривых приводит предварительная ИПД сдвигом под давлением на наковальнях Бриджмена в широком интервале параметров деформирования: давление изменяли от 4 до 10 ГПа, а степень деформации соответствовала углам закручивания от 180° до шести полных оборотов наковален. Максимальная истинная степень деформации составляла 7,5. Установлено, что при ИПД развивается частичная многофазная нанокристаллизация, которая сопровождается химическим расслоением по типу спинодального распада. С увеличением давления при ИПД начало кристаллизации смещается в область меньших значений деформации. В указанном интервале параметров ИПД кристаллизация не завершается, формируется многофазная аморфно-нанокристаллическая структура с размером зерен 3-5 нм. При прочих равных условиях с повышением давления увеличивается объемная доля кристаллизации.

Показано, что в сплавах после ИПД при непрерывном нагреве происходит смена двухстадийной на одностадийную кристаллизацию с повышением температуры ее начала на 60-70 °С. Повышение термической стабильности сплавов обусловлено реализацией первой стадии кристаллизации в процессе ИПД. Величина критической степени деформации, при которой происходит смена механизма кристаллизации, уменьшается с повышением давления.

Работа выполнена при поддержке РФФИ 10-03-00622-а.

Литература

1. Kim Y.H., Choi G.S., Kim I.G., Inoue A. High-Temperature Mechanical Properties and Structural Change in Amorphous Al-Ni-Fe-Nd Alloys // Materials Transactions, JIM. 1996. V. 37. № 9. P. 1471-1478.

СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В СПЛАВЕ Al-Li-Cu-Sc-Zr (1460) ПРИ СВАРКЕ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

Березина А.Л.¹, Бударина Н.Н.¹, Котко А.В.¹, Молебный О.А.¹, Чайка А.А.², Ищенко А.Я.²

¹Институт металлофизики им.Г.В.Курдюмова НАН Украины, блв. Вернадского 36, 03142, Киев, Украина, beres@imp.kiev.ua

²Институт электросварки им.Е.О.Патона НАН Украины, ул. Боженко 11, 03680, Киев, Украина

STRUCTURAL CHANGES IN FRICTION-STIR WELDED Al-Li-Cu-Sc-Zr (1460) ALLOY

Berezina A.L.¹, Budarina N.N.¹, Kotko A.V.¹, Molebny O.A.¹, Chayka A.A.², Ischenko A.Ya.²

¹G.V.Kurdiumov Institute for Metal Physics, National Academy of Sciences of Ukraine, 36 Vernadsky Blvd., 03142, Kiev, Ukraine, beres@imp.kiev.ua

²E.O.Paton Electric Welding Institute, National Academy of Sciences of Ukraine, 11, Bozhenko str., 03680, Kyiv, Ukraine

Structure and properties of Al-2,3%Li-3%Cu-0,1%Sc-0,1%Zr (1460) were studied after FSW on thin cold-rolled sheets with the thickness of 2mm. Sheets were aged in the T8-mode. During FSW, severe plastic deformation and material flow occurs at the temperature less then melting temperature. Welding was performed at the tool rotation speed 2880rps. The tool was moved along the weld joint at the constant speed 16m/h.

Сварка трением с перемешиванием (СТП) осуществляется в твердофазном состоянии за счет перехода сплавляемого металла в особое пластифицированное состояние (аналог неньютоновской жидкости) при интенсивной пластической деформации с большой скоростью и высокой температуре. Сам процесс сварки представляет сложное взаимодействие различных термомеханических процессов: интенсивная пластическая деформация и течение, скоростной нагрев и охлаждение, динамическая и постдинамическая рекристаллизация, интенсивный массоперенос с помощью механического перемешивания.

В данной работе влияние СТП на структурные превращения исследовались для сплава 1460 системы Al-Li-Cu-Sc-Zr на холоднокатанных листах толщиной 2мм в состоянии Т8. Технологические параметры сварки: скорость вращения инструмента 2880об/мин, скорости сварки 14м/час, сила давления 5-10 кН.

При анализе макроструктуры шва были выделены три зоны травимости (рис.1) : зона А – зона ядра сварного шва, зоны Б и В –зоны термомеханического влияния. В зоне В, в которой направление вращения инструмента и направление поступательного движения свариваемого металла не совпадает наблюдается явление экструзии. В зоне Б, где направления этих движений совпадают, выраженной экструзии не наблюдается.

В выделенных областях А,Б,В на рис.1 в середине листа были проведены рентгенографические, металлографические и электронномикроскопические исследования.

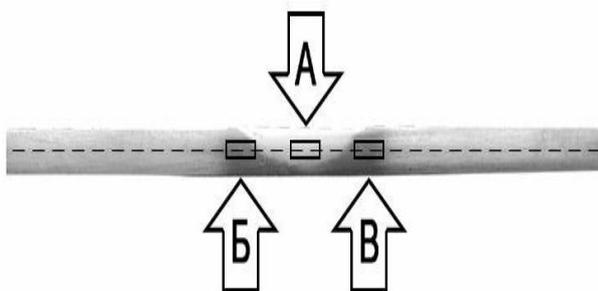


Рис.1 Макроструктура сварного шва.

Твердость по Виккерсу при нагрузке 5 кг измерялась в торцевом сечении (рис.2). Из рис.2 следует, что после сварки в зоне ядра происходит разупрочнение на 50% , при повторном старении возможно дополнительное упрочнение до 75% от исходного состояния.

Для определения внутренних напряжений и областей когерентного рассеяния в исходном состоянии и после сварки в зоне А,Б,В был проведен полнопрофильный рентгеноструктурный анализ по модифицированному методу Вильямсона-Холла-Унгара с учетом дислокационного контраста.

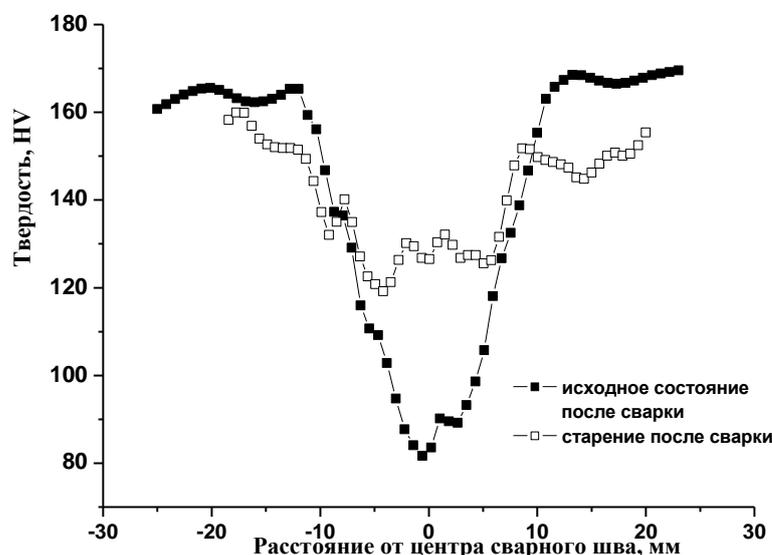


Рис.2 Изменения твердости в сварном шве после сварки и после повторного старения.

При проведении эксперимента выделение компонент $K\alpha_1$ и $K\alpha_2$ каждого из рассматриваемых дифракционных пиков проводилось путем их моделирования симметричной функцией псевдоломента, инструментальное расширение профилей дифракционных пиков определялось из анализа линий эталона, в качестве которого использовался монокристалл $LaAlO_3$. Определенные параметры микроструктуры: области когерентного рассеяния (Дмк) и внутренние напряжения ϵ представлены в таблице 1.

Таблица 1.

Состояние	D, нм	ϵ	Коэффициент корреляции
Исходный лист	119	0,0077	0,96
Зона ядра шва	216	0,0008	0,91
Термомеханическая зона	176	0,0016	0,99

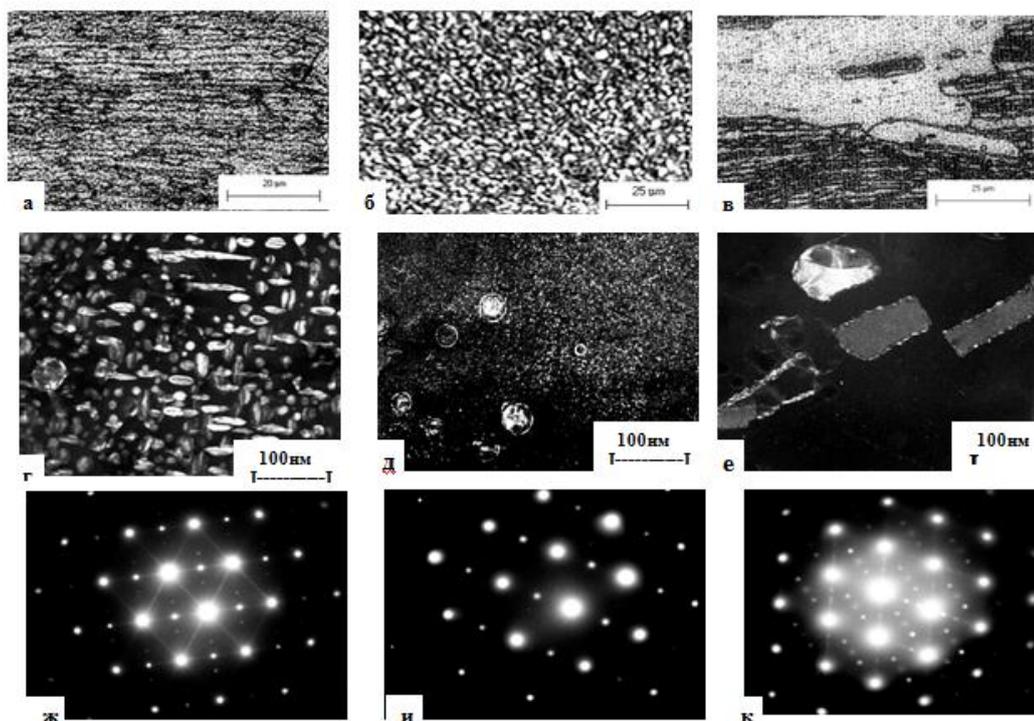


Рис.3 Металлографическая и электронномикроскопическая структура: базовый сплав: а) зеренная структура, г) фазовый состав, ж) микродифракция; зона ядра: б) зеренная структура, д) фазовый состав, и) микродифракция; термомеханическая зона: е) фазовый состав, к) микродифракция; зона термического влияния: в) зеренная структура.

На основании приведенных данных можно сделать заключение:

1) базовый сплав нерекристаллизован, текстурирован, зеренная структура полосчатая, наблюдаются наибольшие внутренние напряжения (таб.1), упрочнение происходит за счет композитных фаз δ'/θ' , $\delta'/Al_3(SC,Zr)$ и тройной T_1 фазы.

2) В ядре шва наблюдается полная перекристаллизация с растворением δ'/θ' фазы и T_1 фазы, полная релаксация напряжений с образованием равноосных зерен размером 2-3 мкм. В матрице присутствуют композитные $\delta'/Al_3(SC,Zr)$ частицы и мелкодисперсные однородные частицы δ' фазы.

3) В термомеханической зоне присутствуют внутренние напряжения, зерна равноосные 2-3 мкм, в матрице в основном присутствует грубая T_1 фаза, на межфазной поверхности которой зарождается T_2 фаза.

4) В термической зоне появляются области аномального роста зерен.

АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ, ПОДВЕРГНУТОЙ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Галлямова Р.Р., Каравеева М.В., Зарипов Н.Г., Валиев Р.З., Ганеев А.В.

Россия, Уфимский государственный авиационный технический университет, g_rimma@inbox.ru

ANALYSIS OF THE STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF SEVERE PLASTIC DEFORMATION OF CONSTRUCTIONAL BEARING STEEL

Gallyamova R.R., Karavaeva M.V., Zaripov N.G., Valiev R.Z., Ganeev A.V

The analysis of the structure alterations in the result of an equal channel angular pressing of high-carbon bearing steel has been made. The relation between the microstructure and the mechanical properties at different stages of the severe plastic deformation has been found out. The optimal performance of the equal channel angular pressing (the ECAP) has been find out, which allowed preserving the strength at the

level of a hardened condition and characterized by quite a high ductility. It has been revealed that the loss of strength in the result of the breakdown of a solid solution prevails the disperse hardening in the process of the ECAP at a higher temperature.

Многочисленные исследования последнего десятилетия убедительно свидетельствуют о том, что механические свойства наноструктурных (НС) металлов и сплавов значительно превышают свойства этих материалов в обычном крупнокристаллическом состоянии. Высокие удельные характеристики позволяют надеяться на значительное расширение круга применения этих НС материалов при уменьшении стоимости и веса машин и механизмов, а также повышении надежности их эксплуатации.

Как известно, формирование НС состояний с размером зерен $D_3 < 0,1$ мкм влечет за собой изменение не только прочностных, но и традиционно структурно-нечувствительных характеристик. При этом повышение прочности НС материалов не вызывает потери вязкости разрушения.

Одним из методов наноструктурирования металлических материалов является метод интенсивной пластической деформации (ИПД), позволяющей достигать очень больших степеней деформации при относительно низких температурах в условиях высоких приложенных давлений. Равноканальное угловое прессование (РКУП) является одним из наиболее развитых методов ИПД и позволяет получать объемные наноструктурные заготовки из различных металлических материалов. Именно этот метод предоставил широкие перспективы для полноценных комплексных исследований и применения НС материалов.

Конструкционные стали широко применяются в промышленности, что обусловлено сравнительной дешевизной и целой гаммой привлекательных свойств: достаточной прочностью и пластичностью, твердостью, упругостью и др. Проведенные исследования влияния ИПД на структуру и свойства были выполнены применительно к низкоуглеродистым сталям. Показано, что формирование субмикроструктурной (СМК) структуры и НС состояния в результате ИПД способствует повышению прочностных характеристик в низкоуглеродистых феррито-перлитных сталях в 2-3 раза (предел текучести превышает 1000 МПа при удлинении 15-20%). В ходе ИПД происходит фрагментация и сфероидизация пластинчатого цементита, что обеспечивает термическую стабильность микроструктуры этих сталей. Однако, исследования высокоуглеродистых сталей, подвергнутых ИПД, отсутствуют.

В настоящей работе исследовали конструкционную подшипниковую сталь ШХ15. Исходные заготовки для РКУП представляли собой прутки диаметром 10 мм и длиной 65 мм. Для формирования однородного твердого раствора образцы подвергали предварительной термической обработке, заключающейся в закалке на мартенсит (от 840°C). РКУП проводили при $T=400^\circ\text{C}$ по режиму B_C (с поворотом заготовки вдоль продольной оси на 90° после каждого РКУП прохода), количество проходов равнялось 1 и 2. Угол сопряжения между каналами составлял $\varphi=120^\circ$. После РКУП образцы имели длину 60 мм и диаметр 10 мм. Механические испытания на растяжение проводили на универсальном динамометре Instron 1185 на цилиндрических образцах с размерами рабочей части 3-15 мм. Скорость движения траверсы - 1 мм/мин. Микротвердость образцов измеряли на приборе DuraMin 5 при нагрузке на индентор 0,1 Н. Металлографические наблюдения проводили на растровом электронном микроскопе JSM -6390 при увеличении $\times 1000-6000$. Микроструктуру стали изучали при помощи просвечивающего электронного микроскопа JEM-2000EX с ускоряющим напряжением 160-200 кВ (увеличение $\times 8000-10000$). Средний размер структурных элементов определяли методом секущих на снимках, полученных методами растровой и электронной микроскопии.

Микроструктура стали в исходном состоянии поставки представляет собой зернистый перлит с объемом карбидной фазы, равным 10,7%. В результате закалки происходит полиморфное превращение, приводящее к формированию мартенситной структуры, содержащей незначительное количество цементита (объем карбидной фазы менее 2%). Тонкая структура стали в закаленном состоянии характеризуется наличием мартенситных пластин, ориентированных в различных направлениях (рис. 1 а). В пределах пластин отмечается развитая дислокационная структура. Карбидные частицы, оставшиеся в результате аустенизации при температуре межкритического интервала при закалке, имеют сферическую форму и размеры до 0,5 мкм.

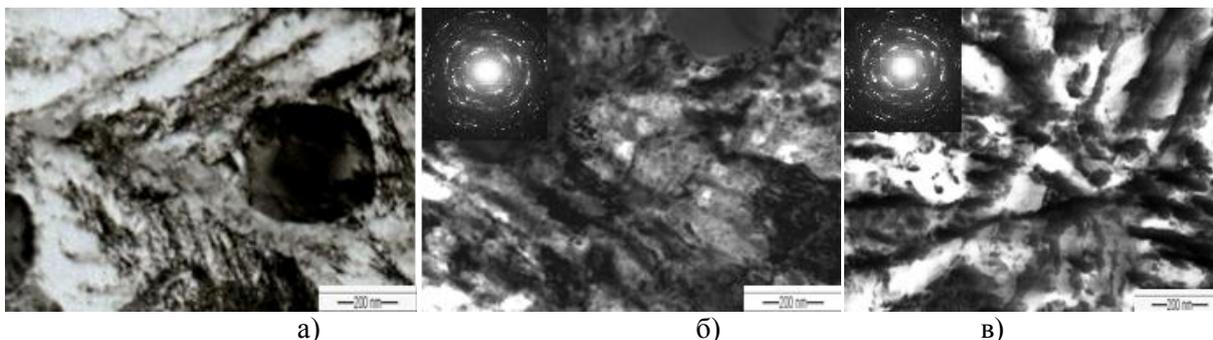


Рисунок 1. – Микроструктура стали ШХ15: (а) исходное закаленное состояние, (б) после РКУП с числом проходов $n=1$ при $T=400^{\circ}\text{C}$, (в) после РКУП с числом проходов $n=2$ при $T=400^{\circ}\text{C}$

В ходе первого прохода РКУП начинается фрагментирование структуры (рис. 1 б), что подтверждают картины микродифракции, характеризующиеся наличием размытых кольцевых рефлексов. Средний размер фрагментов - 450 ± 40 нм. При больших увеличениях обнаруживается наличие двух фракций карбидной фазы, различающихся размерами. Первая фракция представлена крупными – до 0,6 мкм карбидами, которые сохранились в стали, унаследованы от исходного мартенситного состояния и остались практически неизменными. Появление второй фракции (высокодисперсные карбиды размерами около 20 ± 2 нм) является результатом динамического распада мартенсита в процессе деформации. Увеличение числа проходов до двух приводит к дальнейшему фрагментированию структуры (рис. 1 в). Средний размер фрагментов составляет 300 ± 40 нм. Вследствие протекания отпуска в ходе деформации при $T=400^{\circ}\text{C}$ наблюдается распад мартенсита на феррито-цементитную смесь и происходит дальнейшее выделение высокодисперсных карбидов по границам ферритных пластин (средний размер частиц цементита - 20-30 нм) Электронограмма демонстрирует размытые кольцевые рефлекссы, что характеризует фрагментированное состояние микроструктуры.

Механические испытания на растяжение показали, что наиболее высокие характеристики прочности можно получить в результате первого прохода РКУП. Предел прочности сохраняется на уровне предела прочности закаленного состояния (2000 МПа). При этом пластичность стали увеличивается (относительное удлинение $\delta \sim 4\%$), в то время как в закаленном состоянии пластичность близка к нулю. При увеличении числа проходов РКУП прочность стали падает (предел прочности - 1780 МПа) при незначительном повышении пластичности (6%). Это связано с тем, что наряду с деформацией при повышенной температуре происходит отпуск стали, что ведет к снижению прочности и повышению пластичности.

Проведенные исследования показали, что ИПД позволяет формировать объемные наноструктурные состояния в высокоуглеродистой подшипниковой стали ШХ15. При этом прочностные характеристики остаются на уровне закаленного состояния. Пластичность возрастает от нуля вплоть до относительного удлинения, равного 4%. Обнаружено, что в процессе РКУП при повышенной температуре разупрочнение в результате распада твердого раствора превалирует над дисперсионным упрочнением.

ВЛИЯНИЕ БОЛЬШИХ НАКОПЛЕННЫХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕДИ

Давиденко А.А., Спусканюк В.З., Гангало А.Н., Сенникова Л.Ф., Закорецкая Т.А.,
Коваленко И.М.

Украина, Донецкий физико-технический институт им. А.А.Галкина НАН Украины, dav76@ukr.net

EFFECT OF LARGE-SCALE ACCUMULATED PLASTIC DEFORMATION ON MECHANICAL PROPERTIES OF COPPER

Davyydenko O.A., Spuskanyuk V.Z., Gangalo O.M., Sennikova L.F., Zakoretska T.A., Kovalenko I.M.

Effect of different processing modes on mechanical properties of copper is investigated.

Весьма эффективным способом повышения механических свойств материалов является многократное чередование монотонных и немонотонных схем деформаций при комбинированной обработке заготовок методами прямой и угловой гидроэкструзии (ГЭ и УГЭ). Ранее нами показано, что в результате использования комбинированной деформации методами ГЭ и УГЭ были получены высокопрочные медные прутки, а после их волочения (В) – проволока диаметром 0,5 мм с рекордным для меди и медных сплавов комплексом физико-механических свойств, таких как предел прочности $\sigma=686$ МПа и относительное удлинение $\delta=2\%$ при электрической проводимости на уровне $EC=86,4\%$ IACS – для меди М1 (Cu-FRTP), и $\sigma=576$ МПа, $\delta=1,9\%$, $EC=96,7\%$ IACS – для меди М0б (Cu-OF). В случае получения такой проволоки без использования УГЭ: $\sigma=556$ МПа, $\delta=1,4\%$ – для меди М1 (Cu-FRTP) и $\sigma=504$ МПа, $\delta=1,53\%$, – для меди М0б (Cu-OF) (рис.1). Электросопротивление упрочненной медной проволоки, полученной с применением УГЭ и без нее – отличается менее, чем на 1%.

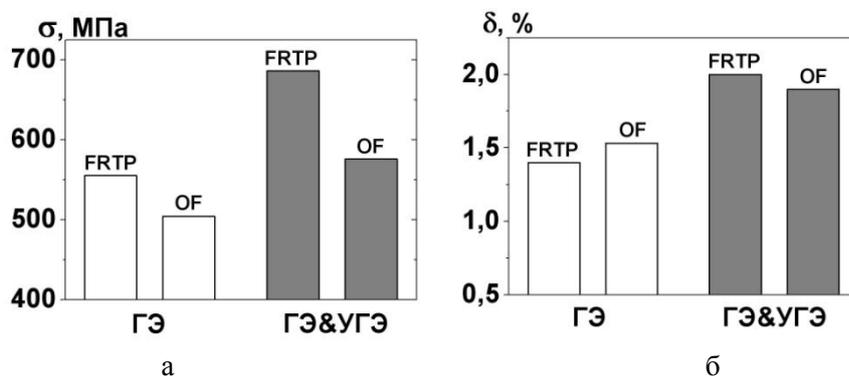


Рис. 1. Предел прочности (а) и относительное удлинение (б) медной проволоки диаметром 0,5 мм.

При этом, однако, следует отметить, что суммарные накопленные эквивалентные деформации ϵ_{Σ} медных проволочных образцов, полученных по схемам с использованием УГЭ и без нее, – отличалась более, чем в полтора раза (таблица 1).

Таблица 1. Накопленная эквивалентная деформация медных заготовок.

Медь	ГЭ	УГЭ	ГЭ	УГЭ	ГЭ	В	ϵ_{Σ}
М1 (Cu-FRTP)	2,3	-	0,8	-	1,9	4,6	9,6
	2,3	1,2	0,8	4,6	1,9	4,6	15,4
М0б (Cu-OF)	1,9	-	0,8	-	1,9	4,6	9,2
	1,9	3,5	0,8	4,6	1,9	4,6	17,3

В данной работе исследуются механические свойства бескислородной меди М0б (Cu-OF), взятой из одного прутка и обработанной по различным деформационным схемам, но с практически одинаковыми степенями разовой ($\epsilon \approx 1$) и суммарной накопленной ($\epsilon_{\Sigma} \approx 4$) эквивалентной деформаций. Последовательность деформационной обработки, накопленная при этом эквивалентная деформация и твердость заготовок видны на рис. 2.

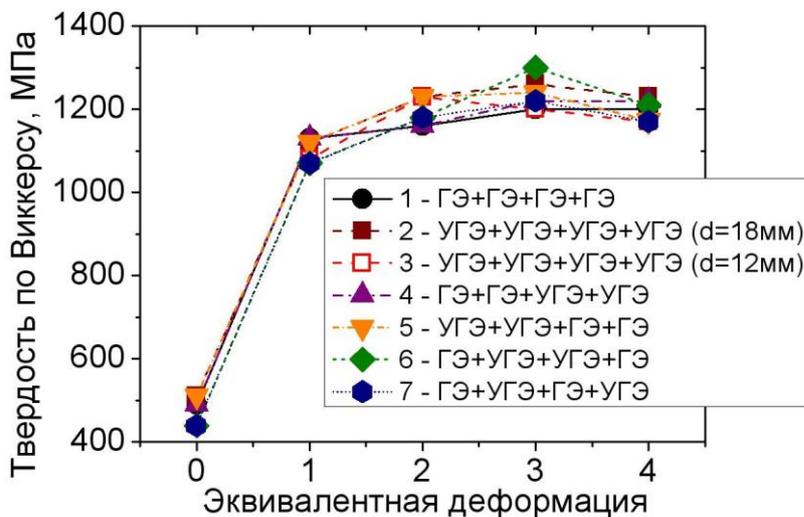


Рис. 2. Изменение твердости меди (Cu-OF) после различных схем обработки.

Как видно из графика, твердость прутков в процессе обработки изменялась практически одинаково.

После достижения в прутках суммарной накопленной эквивалентной деформации $\epsilon_{\Sigma} \approx 4$ из них вытачивались образцы для испытаний на разрыв с диаметром рабочей части, равным 3 мм. Результаты механических испытаний представлены на рис. 3.

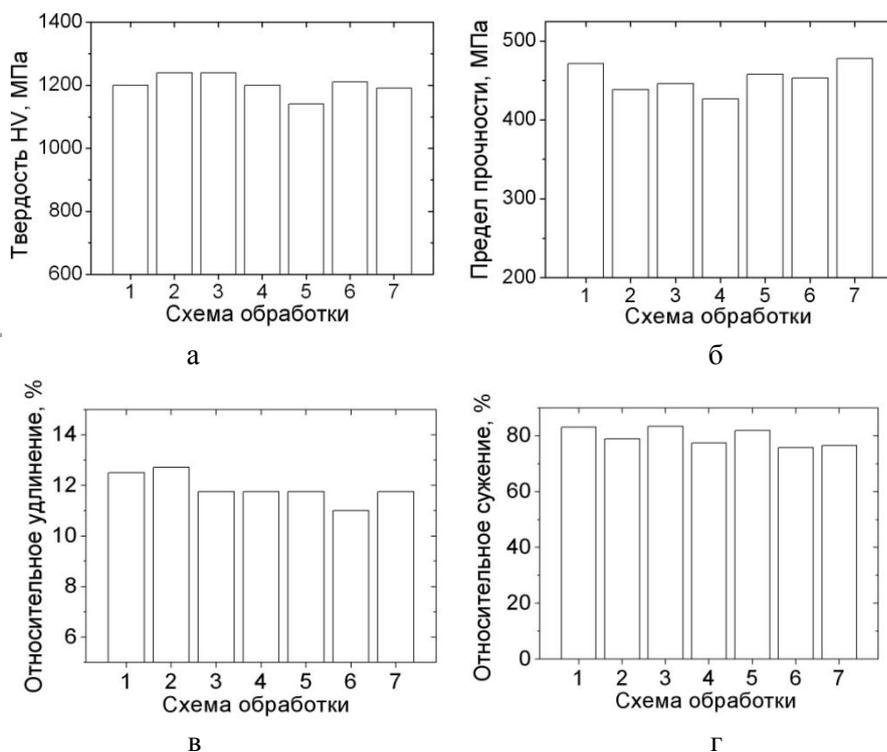


Рис. 3. Прочностные (а, б) и пластические (в, г) свойства медных прутков после различных схем деформационной обработки с суммарной накопленной эквивалентной деформацией $\epsilon_{\Sigma} \approx 4$.

Полученная волочением из этих прутков проволока диаметром 0,5 мм имела $\sigma \approx 500$ МПа, $\delta \approx 1,5 \dots 2,0\%$ при $\epsilon_{\Sigma} \approx 9$.

В данных условиях эксперимента существенных различий в механических свойствах бескислородной меди (Cu-OF), обработанной по различным деформационным схемам, но с практически одинаковыми степенями разовой и суммарной накопленной эквивалентной деформаций, не выявлено.

Таким образом, показано (рис. 1), насколько важным является увеличение деформации за счет УГЭ для достижения более высокой прочности меди.

ВЛИЯНИЕ НАГРЕВА ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ СТАЛИ X18H10T НА ЦИКЛИЧЕСКУЮ ПРОЧНОСТЬ

Добаткин С.В.^{1,а}, Терентьев В.Ф.^{1,б}, Рыбальченко О.В.¹, Просвирнин Д.В.¹, Рааб Г.И.²

¹Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, ²Институт физики перспективных материалов при НИЧ УГАТУ, Уфа, а) E – mail: dobatkin@imet.ac.ru; б) E – mail: fatig@mail.ru

INFLUENCE OF HEATING AFTER EQUAL CHANNEL ANGULAR PRESSING OF STEEL X18H10T ON CYCLIC STRENGTH

Dobatkin S.V., Terentjev V.F., Rybaltchenko O.V., Prosvirnin D.V., Raab G.I.

Study influence of heating after equal channel angular pressing on cyclic strength at a repeated stretching and mechanisms of fracture of steel X18H10T

Заготовки из стали X18H10T (0,07C;17,3Cr;9,2Ni;0,2Cu; 0,7Ti, 0,Si; 1,4Mn;0,003S; 0,003P, вес. %) диаметром 22 мм выдерживали при температуре 1050⁰C (1 час) и охлаждали на воздухе (исходное состояние) (серия 1) и затем подвергали РКУП (4 прохода: при 20⁰C). После РКУП структура стали состояла из 55% аустенита и 45% мартенсита (серия 2). Часть заготовок после РКУП были подвергнуты нагреву при 500⁰C (1 час) (серия 3) и нагреву при 500⁰C (20 час) (серия 4). Структура после РКУП представляет собой ориентированную зеренно – субзеренную структуру с размером структурных элементов 100 – 250 нм. При нагреве на 500⁰C ориентированность структуры значительно уменьшается и доля субмикронных зерен размером 150 – 250 нм увеличивается, а также возрастает содержания аустенитной γ - фазы (рис. 1, а) [1]. Кроме того, при этой температуре нагрева в структуре возможно выделение мелкодисперсных карбидов.

Усталостные испытания проводили в условиях повторного растяжения с минимальным напряжением цикла 30МПа на 10 - тонной сервогидравлической машине Инстрон 8801 с частотой нагружения 30 – 40Гц на образцах с размерами рабочей части 15x7x1 мм. Затем из исследуемых серий образцов путем электроэрозионной резки были изготовлены образцы с рабочим сечением 1 x 7 мм² и длиной рабочей части 15 мм, которые использовались для статических и усталостных испытаний в условиях повторного растяжения с минимальным напряжением цикла 30МПа на 10 - тонной сервогидравлической машине Инстрон 8801 с частотой нагружения 30 – 40Гц. Были получены следующие механические свойства при статическом растяжении: а) исходное состояние (серия 1): предел прочности 560МПа, предел текучести 228МПа, относительное удлинение 84,0%; б) после РКУП (серия 2): предел прочности 1138 МПа, предел текучести 1000 МПа, относительное удлинение 12,7%; Нагрев после РКУП (образцы серий 3 и 4) приводит к незначительному снижению прочностных характеристик, не приводя к снижению пластичности.

Из кривых усталости, исследованных серий образцов (рис. 1, б), видно, что долговечность стали X18H10T после РКУП в интервале напряжений от 350 до 800 МПа значительно превышает долговечность аустенитной стали в исходном состоянии. Предел выносливости на базе $9 \cdot 10^6$ циклов также выше у стали с субмикроструктурной структурой после РКУП и составляет 320 МПа, т.е. увеличивается по сравнению с исходным состоянием (серия 1) на 100 МПа [2]. Последующий после РКУП нагрев привел к дополнительному значительному повышению уровня предела выносливости:

465 МПа для образцов серии 3 и 620 МПа для образцов серии 4. Такое повышение предела выносливости образцов серий 3 и 4 по сравнению с образцами серий 1 и 2, по-видимому, частично связано с увеличением в структуре стали аустенитной составляющей после нагрева при 500⁰С, уменьшение доли большеугловых границ зерен, а также упрочнением аустенитной фазы за счет мелкодисперсных карбидов [2].

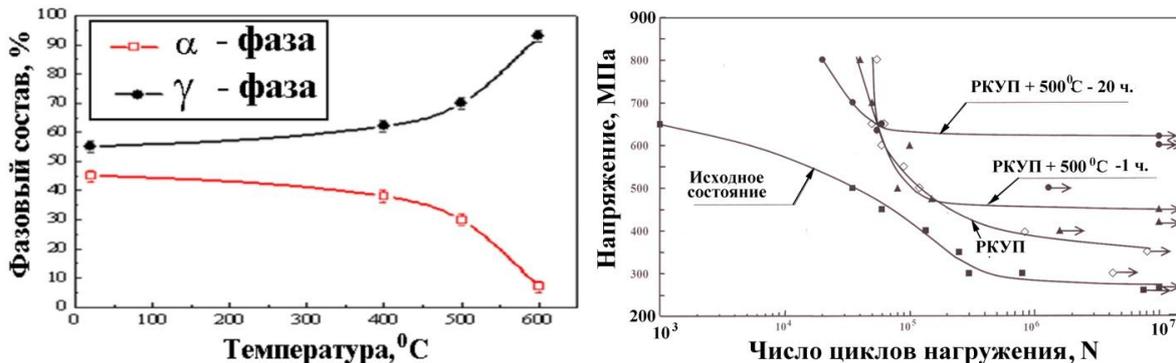


Рис. 1. Влияние температуры нагрева на фазовый состав стали X18N10T (а) и кривые усталости после различных режимов обработки (б)

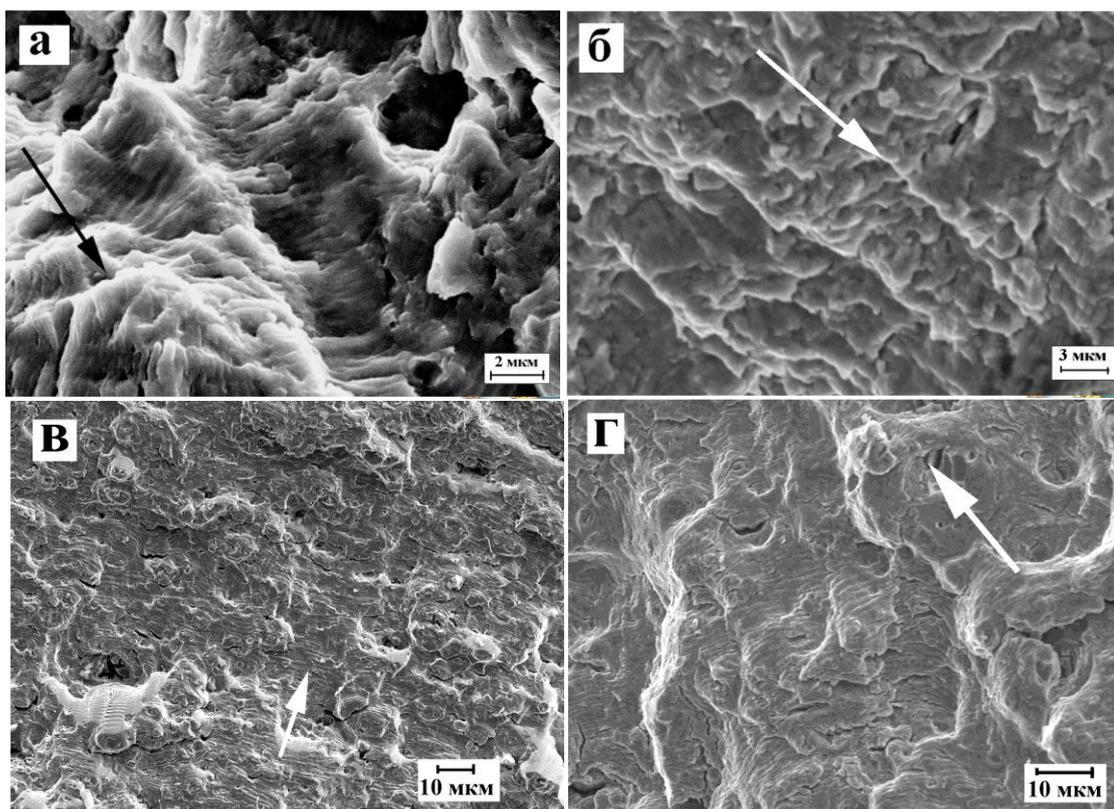


Рис. 2 Фрактография поверхностей усталостного разрушения образцов из стали X18N10T: а – исходное состояние; б – после РКУП; в - после РКУП + 500⁰С – 1 ч.; г - после РКУП + 500⁰С – 20 ч.

На рис.2 представлены фрактографические картины поверхности усталостного разрушения исследованных серий образцов из стали X18N10T. В исходном состоянии (серия 1) на стадии стабильного распространения усталостной трещины на поверхности разрушения наблюдался типичный вязкий бороздчатый рельеф (рис. 2,а). После РКУП (серия 2) при распространении трещины наблюдался менее вязкий рельеф с неявно выраженной бороздчатостью (рис. 2, б). Поверхность усталостного разрушения образцов серий 3 и 4, подвергнутых после РКУП нагреву, является более плоской с наличием бороздчатого рельефа (рис. 2, в, г). Между бороздками наблюдается вторичное растрескивание.

Литература

1. Добаткин С.В., Рыбальченко О.В., Рааб Г.И. Формирование субмикроструктурной структуры в аустенитной стали 08X18H10T при РКУ прессовании и нагреве // *Металлы*. 2006. № 1. С. 48 - 54
2. Терентьев В.Ф., Добаткин С.В., Просвирнин Д.В. и др. Усталостная прочность аустенитной стали 08X18H10T после равноканального углового прессования // *Деформация и разрушение материалов*, 2008, № 10, с. 30 – 38.

МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1570С ПРИ ДИНАМИЧЕСКИХ РЕЖИМАХ НАГРУЖЕНИЯ

Карнавская Т.Г.¹, Автократова Е.В.³, Брагов А.М.¹, Маркушев, М.В.³, Перевезенцев В.Н.², Ситдиков О.Ш.³, Щербань М.Ю.¹

¹ Россия, Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского

² Россия, Нижегородский филиал Института машиноведения РАН

³ Россия, Институт проблем сверхпластичности металлов РАН

karnavskayat@gmail.com, lena@imsp.da.ru, ³ sitdikov.oleg@anrb.ru, ⁴ mvmark@imsp.da.ru, pevn@uic.nnov.ru,

MECHANICAL BEHAVIOR OF ALUMINUM ALLOY 1570C UNDER DYNAMIC LOADING CONDITIONS

Karnavskaja T.G.¹, Avtkratova E.V.³, Bragov A.M.¹, Markushev M.V.³, Perevezentsev V.N.², Sitdikov O.Sh.³, Scherban M.Ju.¹

Dynamic mechanical behavior in the strain rate range of 103 - 104 s⁻¹ at ambient and elevated temperatures of the 1570C aluminum alloy with as-cast coarse-grained and severely deformed ultra-fine grained structures has been investigated. It is found that the deformed alloy with bimodal structures possess typical for superplastic materials sigma-kind dependence of flow stress vs strain rate.

В работе изучали зависимости напряжения пластического течения алюминиевого сплава 1570С (Al–5.6Mg–0.4Mn–0.32Sc (вес. %)) от скорости деформации в условиях динамического сжатия. Исследовали образцы в состоянии поставки (литое, гомогенизированное) с однородной крупнозернистой (средний размер зерна ~24 мкм) структурой и после теплового равноканального углового прессования (РКУП), проведенного до 3-х и 8-и проходов. После 3-х проходов РКУП сплав имел бимодальную структуру, состоящую преимущественно из крупных зёрен, разделённых прослойками из зерен размером ~2 мкм (соотношение крупных и мелких зерен составляло 80/20 %). После 8 проходов структура была преимущественно ультрамелкозернистой, содержащей ультрамелкие (~ 1 мкм) и отдельные крупные (до 20 мкм) зёрна, соотношение которых составляло 30/70 %.

Динамические испытания проводили при комнатной температуре и 300 °С на установке РСГ-20, реализующей метод Кольского с использованием разрезного стержня Гопкинсона диаметром 20 мм. Скорость нагружения определялась давлением воздуха в расходном баллоне, которое варьировалось от 0,5 до 6 атм., обеспечивая скорость ударника от 5 до 50 м/с, что соответствовало скоростям деформации образца от 103 до 104 с⁻¹. Механические характеристики исследуемых образцов определялись на основе анализа отраженного и прошедшего импульсов с учетом конечной величины деформации образца.

Обнаружено, что коэффициент скоростной чувствительности напряжения пластического течения от скорости деформации (m) крупнозернистого сплава, как при комнатной, так и при повышенной температуре, слабо зависит от скорости деформации (Рис. 1), и его средняя величина близка к 0,034. Интересно, что сплав после 3 проходов РКУП продемонстрировал трёхстадийную сигмоидальную зависимость напряжения пластического течения от скорости деформации.

Причем такой вид кривых (с коэффициентом m , достигавшим 0,4) имел место, как при комнатной температуре, так и при 300°C, характеризуя типичное для структурной сверхпластичности поведение. На наш взгляд, указанные обстоятельства свидетельствовали о том, что значительная доля общей деформации образца с бимодальной структурой обеспечивалась за счет локализации пластического течения по границам зёрен в мелкозернистой составляющей его структуры.

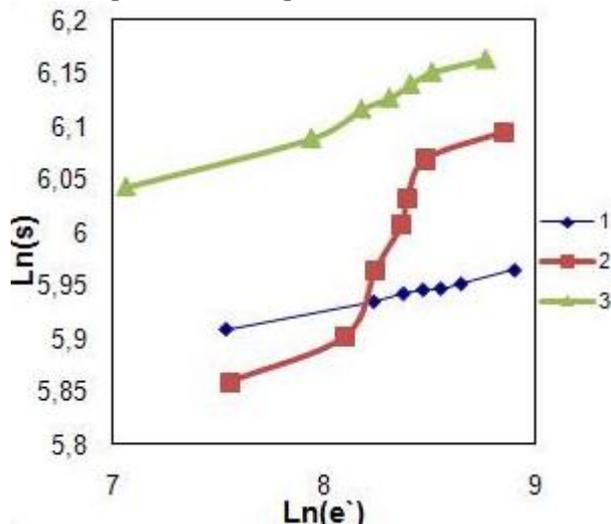


Рис. 1. Зависимость напряжения пластического течения сплава 1570 от скорости деформации: кривая 1 – крупнокристаллический сплав, 20°C, кривая 2 - сплав после 3 проходов РКУП, испытанный при комнатной температуре, кривая 3 - сплав после 8 проходов РКУП, испытанный при комнатной температуре.

В то же время, зависимость напряжения течения от скорости деформации при комнатной температуре ультрамелкозернистого сплава (8 проходов РКУП) оказалась аналогичной зависимости, обнаруженной для крупнозернистого состояния сплава, и характеризовалась низким коэффициентом m . По-видимому, это связано с тем, что пластическое течение сплава контролировалось внутризёрненным дислокационным скольжением. Повышение температуры испытаний до 300 °C, как и ожидалось, привело к сигмоидальному виду зависимости напряжений течения от скорости деформации, характеризующейся наиболее высокими значениями коэффициента m , что указывало на активность зернограницного проскальзывания в более однородной и мелкозернистой матрице.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Ni, ДЕФОРМИРОВАННЫХ КРУЧЕНИЕМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Корзникова Г. Ф., Корзников А.В.

Россия, Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, korznikova@anrb.ru

THE FORMATION OF GRADIENT STRUCTURE IN HARD MAGNETIC ALLOY BASED ON Fe-Cr-Co SYSTEM DURING COMPLEX LOADING.

Korznikova G.F.

The evolution of the structure and microhardness of Fe-25%Cr15%Co and Fe-30%Cr8%Co hard magnetic alloys during complex two-step upsetting-torsion loading under isothermal conditions in the temperature interval corresponding to hot deformation is experimentally studied. The deformation is found to cause formation of gradient structure consisting of ultrafine grained layer in the active deformation zone near mobile anvil and transition layer in both alloys. In the active zone of deformation the microduplex structure with a grain size about 0.5µm forms in two-phase Fe-25%Cr15%Co alloy, while in single phase Fe-30%Cr8%Co alloy grain size averages 5 µm.

Как известно, магнитные и механические свойства материалов являются структурно чувствительными и регулировать уровень этих свойств можно за счет формирования соответствующей микроструктуры. Повышение прочностных характеристик возможно несколькими путями, одним из которых является уменьшение размера зерен до наноуровня. Было показано, что в крупногабаритных изделиях всесторонняя ковка с понижением температуры в двухфазной $\alpha+\gamma$ области и последующей закалкой при контролируемой температуре с целью сохранения небольшой объемной доли гамма фазы для предотвращения роста альфа зерен позволяет поднять прочностные характеристики в высоколегированных сплавах системы Fe-Cr-Co. Сформировавшаяся мелкозернистая структура подобна композитной и состоит из зерен альфа матрицы и выделений гамма фазы по границам, что приводит к повышению механических свойств при комнатной температуре, поскольку гамма фаза не претерпевает спинодального распада в процессе термомагнитной обработки и является пластичной составляющей по сравнению с хрупкой модулированной α фазой. Вместе с тем, указанный способ несколько снижает магнитные свойства сплава. Другим способом повышения прочностных характеристик является деформация в условиях квазигидростатического сжатия. Выявленное повышение прочностных и пластических характеристик также связано с формированием квазикомпозитной структуры, состоящей из ячеек хрупкой фазы в высококоэрцитивном состоянии и объемной сетки полос скольжения, в которой растворяется хрупкая фазовая составляющая. Однако полученные таким методом образцы в форме дисков ограничены по размерам. Для получения образцов большего размера можно использовать равноканальное угловое прессование, однако недостатком этого метода является значительный износ инструмента. Альтернативным способом повышения механических свойств металлов является формирование в них мелкозернистой структуры лишь в поверхностном слое, что подавляет зарождение и распространение дефектов в поверхностных слоях нагруженного материала. Один из способов получения такой градиентной структуры является метод сложного нагружения, позволяющий деформировать материалы как при комнатной, так и при высоких температурах. Этот метод заключается в последовательной или одновременной деформации заготовки при выбранной температуре по схеме кручение с добавлением компонент растяжения либо сжатия. При этом могут формироваться структуры градиентного типа с ультрамелкозернистым тонким приповерхностным слоем и крупнозернистой структурой в объеме материала. Такие структуры обладают уникальным сочетанием физико-механических свойств

Цель настоящей работы: оценить влияние сложного нагружения на структуру и характер упрочнения в магнитотвердых сплавах Fe-30%Cr8%Co и Fe-25%Cr15%Co с однофазной и двухфазной структурой соответственно в интервале температур горячей деформации.

Показано, что деформация методом сложного нагружения позволяет проводить поверхностную обработку магнитотвердых сплавов системы Fe-Cr-Co для повышения прочностных характеристик постоянных магнитов. Причем, в сплаве Fe-25%Cr15%Co оптимальный интервал температур деформационно-термической обработки методом сложного нагружения составляет 800-900°C, а в сплаве Fe-30%Cr8%Co – 750-800°C. Используемый в настоящей работе метод может быть применен к немагнитным материалам - сталям ферритного и аустенитно-ферритного класса в качестве упрочняющей поверхностной обработки

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТА: ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТЫЙ ТИТАН VT1-0 В СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СОСТОЯНИИ – БИОСОВМЕСТИМОЕ ПОКРЫТИЕ

Корнеева Е.А., Кузьменко И.Н., Колобов Ю.Р., Скоморохов А. Н., Храмов Г.В.

Россия, Научно-образовательный и инновационный центр «Наноструктурные материалы и нанотехнологии» БелГУ

ek-ko87@yandex.ru, kin@bsu.edu.ru, kolobov@bsu.edu.ru, skomorokhov@bsu.edu.ru, khramov@bsu.edu.ru

MECHANICAL PROPERTIES OF COMPOSITE: COMMERCIALY PURE TITANIUM VT1-0 IN SUBMICROCRYSTALLINE STATE - BIOCOMPATIBLE COATINGS

Korneeva E.A., Kuzmenko I.N., Kolobov Yu.R., Skomorokhov A.N., Khramov G.V.

Surface modification using a microarc oxidation method (MAO) was performed to improve functional characteristics of plates of commercially pure titanium VT1-0 in submicrocrystalline state. Volume fraction of the coating was controlled by changing the substrate thickness. Mechanical properties of composite were obtained by 3-point bending test and dynamical mechanical analysis (DMA). To determine the running properties of composite material the fatigue 3-point bending test was implemented.

На сегодняшний день одним из перспективных материалов для создания имплантатов является технически чистый титан в субмикрористаллическом (СМК) состоянии. Такой материал не содержит вредных для человеческого организма элементов, а по механическим свойствам не уступает высокопрочным легированным титановым сплавам [1]. Различные виды модификации поверхности имплантатов применяются для улучшения их функциональных характеристик, так как поверхностный слой имплантата должен обладать специфическими свойствами, часто отличающимися от свойств самого материала. Одним из способов нанесения биосовместимого покрытия заданной толщины и химического состава является метод микродугового оксидирования [2]. Большинство работ в этой области на сегодняшний день направлено на оптимизацию режима МДО: подбор оптимального состава электролита, токовых режимов; на исследование кинетики роста покрытия, морфологию и структуру покрытия, его биосовместимые свойства. В то же время влияние покрытий на механические свойства композиционного материала в целом исследовано не в полной мере.

В настоящей работе биосовместимое покрытие на титановый сплав VT1-0 в СМК-состоянии наносилось методом МДО в щелочном электролите при переменном токе в течение 20 минут. Для реализации различных объемных долей покрытия и подложки толщина пластин варьировалась от 0,3 до 1 мм. Структурные исследования были выполнены методом растровой электронной микроскопии. Согласно биомеханическим исследованиям, нагрузки при изгибе являются наиболее близкими к реальным нагрузкам на костные ткани в живом организме [3]. В связи с этим, для определения влияния покрытия на механические свойства композита в целом были проведены испытания на статический изгиб, усталостные испытания на трехточечный изгиб, проведен динамомеханический анализ. Проведенные исследования показали, что с увеличением объемной доли покрытия предел текучести и эффективный модуль Юнга композита уменьшаются.

Таким образом, в настоящей работе был проведен сравнительный анализ механических свойств композиционного материала и титана в СМК-состоянии, установлена корреляция величин, полученных различными методами.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России», госконтракт №16.740.11.0025 с использованием аналитического оборудования Центра коллективного пользования научным оборудованием «Диагностика структуры и свойств наноматериалов» БелГУ.

[1] Колобов Ю.Р. Технологии формирования структуры и свойств титановых сплавов для медицинских имплантатов с биоактивными покрытиями // Российские нанотехнологии. - 2009. - Т. 4. - №11-12. - С. 69-81.

[2] Суминов И.В., Эпельфельд А.В., Люлин В.Б., Крит Б.Л., Борисов А.М. Микродуговое оксидирование (теория, технология, оборудование). М.: ЭКОМЕТ, 2005.

[3] Hayes WC. Bone mechanics: from tissue mechanical properties to an assessment of structure behaviour: In: Schmid-Schonbein GW, Zweifach BW, editors. Frontiers of biomechanics. New York: Springer-Verlag; 1986. p 196–209.

СТРУКТУРА И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16 ПОСЛЕ КРИОПРОКАТКИ С РАЗЛИЧНОЙ СТЕПЕНЬЮ

Крымский С.В.¹, Автократова Е.В.², Ситдиков О.Ш.³, Маркушев М.В.⁴

Россия, Учреждение Российской академии наук Институт проблем сверхпластичности металлов РАН

¹stkr@imsp.da.ru, ²lena@imsp.da.ru, ³sitdikov.oleg@anrb.ru, ⁴mvmark@imsp.da.ru

STRUCTURE AND PHASE COMPOSITION OF ALUMINUM ALLOY D16 CRYOROLLED TO DIFFERENT STRAINS

Krymskiy S.V.¹, Avtokratova E.V.², Sitdikov O.Sh.³ and Markushev M.V.⁴

Russia, Institute for Metals Superplasticity Problems Russian Academy of Sciences

Plates of commercial aluminum heat-hardenable alloy D16 (Al-4.2Cu-1.5Mg-0.6Mn) of 5 mm in thick, cut from conventional hot-pressed rod, were preliminary quenched and rolled to strains from $e \sim 0.2$ to 3.5 in isothermal conditions at a temperature of liquid nitrogen. Dislocation, grain and second phase structures before and after cryorolling were studied by optical metallography (OM), transmission and scanning electron microscopy (TEM and SEM), and X-ray diffraction (XRD) analysis.

OM, SEM and TEM analysis have shown that cryorolling does not qualitatively change type of the alloy matrix structure remaining coarse-fibered even after $e \sim 3.5$. Meanwhile, initial hot-pressed substructure with subgrain size of $\sim 2 \mu\text{m}$ was transformed into the cellular one with high dislocation densities and cell size of up to $\sim 100 \text{ nm}$. It is found, that cell boundaries in TEM images became sharper and less width with strain, causing increase in cells misorientations. However, only insignificant fraction of boundaries has demonstrate TEM contrast typical for non-equilibrium boundaries in nanocrystalline (NC) materials produced by "cold" severe plastic deformation. As a result of rolling to maximum strains, only separate nanograins less than 100 nm in size and with fraction of few percents have formed, testifying an initial stage of NC structure formation.

XRD analysis has shown that changes in the alloy coherent domain size (CDS) with strain are similar to those of the cell size: CDS reached minimum of 50-60 nm at a strain of 0.9 with no further sense variations. Meanwhile, microstrain of matrix lattice initially rises from 0.08 to 0.24 at $e \sim 0.2$, and then slightly increases to 0.34%, testifying transformations in cell structure leading to increase in cell boundary misorientations. Complex behavior was found for matrix lattice parameter, starting by sharp decrease from 4.053 to 4.048 Å at $e \sim 0.2$ followed by slight increase to 4.051 Å with further straining to $e \sim 3.5$.

XRD, OM and TEM analysis have shown an absence of the changes in the alloy phase composition under the processing. TEM detectable features of dynamic aging were too insignificant to declare decomposition of aluminum solid solution. At the same time, cryorolling led to strong refinement of primary excess phases.

The reasons causing transformations in the parameters of the alloy matrix, primary and secondary phases under cryorolling, as well as the nature of the alloy structure evolutions, are discussed in detail.

Разработки новых методов упрочнения металлов и сплавов целенаправленным воздействием на их структуру, обусловили в последние годы заметный интерес к деформированию при криогенных температурах. Обнаруживаемые при этом эффекты вызваны формированием в обрабатываемых материалах развитой дефектной структуры, которая при достижении больших пластических деформаций может преобразовываться в нанокристаллическую (НК). Однако, механизмы

формирования и особенности указанных структур во многом не ясны, также как не понятен их потенциал и вклад в упрочнение материалов. Кроме того, слабо изучено влияние режимов криодеформации, реализуемой промышленными методами, такими как прокатка, на структуру и свойства сложнелегированных сплавов. Особый интерес, в этой связи, представляет анализ отмеченных моментов для деформируемых термически упрочняемых алюминиевых сплавов, широко используемых в различных отраслях машиностроения.

Исследования проводили на промышленном горячепрессованном прутке сплава Д16 (Al-4,2Cu-1,5Mg-0,6Mn) стандартного химического состава. Дислокационную и зеренную структуру, фазовый и химический состав сплава и его составляющих до и после криопрокатки изучали методами оптической металлографии (ОМ), просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии (ПЭМ и СЭМ), а также рентгеноструктурного анализа (РСА). Перед прокаткой прутки закаливали в воду, а деформирование осуществляли в изотермических условиях при температуре жидкого азота с суммарными степенями деформации ϵ от 0,2 до 3,5.

ОМ, СЭМ и ПЭМ анализ показали, что криопрокатка сплава не изменяет тип структуры его матрицы, которая после всех исследованных степеней деформации остается грубоволокнистой. При этом вместо полигонизованной структуры пресс-эффекта формируется развитая деформационная структура с высокой плотностью равномерно распределенных дислокационных формирований, «делящих» волокна на ячейки с минимальным размером ~ 100 нм. С увеличением степени деформации размер ячеек изменяется не сильно, а ПЭМ изображение их границ становится более четким и меньшей ширины, свидетельствуя об увеличении их разориентировки. Однако лишь незначительная часть границ приобретает контраст, характерный для неравновесных границ наноматериалов, получаемых «холодной» интенсивной деформацией. В результате, кристаллиты размером менее 100 нм, которые можно было отнести к нанозернам, были обнаружены лишь после прокатки сплава с максимальной степенью. Однако и в этом случае, объемная доля таких зерен была менее 5%, свидетельствуя лишь о начальной стадии формирования НК структуры, хотя суммарная степень деформации сплава превысила 3.

Методом РСА было обнаружено уменьшение с ростом степени деформации размера областей когерентного рассеяния (ОКР) сплава со 130 до 50-60 нм, причем по характеру аналогичное изменению размера ячеек. Однако микронапряжения решетки матрицы изменялись иначе: сначала они резко возросли с $\sim 0,08$ до 0,24 % при $\epsilon \sim 0,2$, а в дальнейшем - увеличивались значительно медленнее до $\sim 0,34$ % и стабилизировались на этом уровне, свидетельствуя о замедлении кинетики реорганизации ячеистой структуры. Такие изменения структуры матрицы сопровождалось сильными и более сложными изменениями параметра ее решетки, который сначала резко уменьшался от 4,053 до 4,048 Å при $\epsilon \sim 0,2$, а затем медленно рос со степенью деформации. При этом после прокатки с $\epsilon \sim 3,5$ он достигал 4,051 Å - уровня, близкого к фиксированному в недеформированном сплаве в естественно (Т) и искусственно (Т1) состаренных состояниях.

Методом РСА не удалось обнаружить явных признаков распада предварительно пересыщенного основными легирующими элементами алюминиевого твердого раствора с регистрацией явных пиков от упрочняющих фаз после криопрокатки сплава, а также его пребывания при комнатной температуре, вызванного необходимостью подготовки и проведения анализа прокатанных образцов. Однако результаты ПЭМ исследований все же указывали на некоторое деформационное старение с формированием его продуктов в виде сегрегаций/мелких частиц на дислокационных формированиях. Эти продукты, несомненно, оказали определенный эффект на непрерывно трансформирующуюся в процессе обработки ячеистую структуру матрицы сплава, блокируя границы и накапливая в них дислокации, обеспечивая тем самым увеличение разориентировки кристаллитов. Однако, несмотря на потерю части эффекта закалки, алюминиевый твердый раствор к концу обработки оставался достаточно пересыщенным основными легирующими элементами и способным к последующему искусственному старению. Это обстоятельство свидетельствовало о том, что его можно использовать для пост-ИПД дисперсионного твердения прокатанного сплава при его последующем естественном или искусственном старении.

Показано, что криопрокатка приводит к измельчению грубых избыточных фаз, образующих строчки, сопровождающемуся усилением строчечности их расположения в прокатанных заготовках, без изменения объемной доли частиц этих фаз.

Обсуждена природа обнаруженных закономерностей изменения структуры и фазового состава сплава в процессе обработки, включающей криогенную деформацию с большими степенями. Сделан

вывод о том, что криопркатка с $e \sim 3,5$ предварительно закаленного горячепрессованного прутка сплава приводит к формированию развитой деформационной структуры с характерным для наноструктур размером составляющих, принадлежащим лишь слаборазориентированным ячейкам.

Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки РФ в рамках Федеральной целевой программы «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 годы (гос. контракт № 14.740.11.0278)

СТАТИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ КРИОПРОКАТАННОГО ПРОМЫШЛЕННОГО ТЕРМОУПРОЧНЯЕМОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16

Крымский С.В.¹, Автократова Е.В.², Ситдиков О.Ш.³, Маркушев М.В.⁴

Россия, Учреждение Российской академии наук Институт проблем сверхпластичности металлов РАН

¹stkr@imsp.da.ru, ²lena@imsp.da.ru, ³sitdikov.oleg@anrb.ru, ⁴mvmark@imsp.da.ru

TENSILE STRENGTH OF CRYOROLLED COMMERCIAL HEAT HARDENABLE ALUMINUM ALLOY D16

Krymskiy S.V.¹, Avtokratova E.V.², Sitdikov O.Sh.³ and Markushev M.V.⁴

Russia, Institute for Metals Superplasticity Problems Russian Academy of Sciences

Plates of commercial aluminum alloy D16 (Al-4.2Cu-1.5Mg-0.6Mn) of 5 mm in thick, cut from conventional hot pressed rod, were preliminary quenched, rolled to a strain of $e = 2.0$ in isothermal conditions at a temperature of liquid nitrogen and finally naturally and artificially aged.

Room temperature static tensile tests have revealed that the alloy in rolled and naturally aged condition demonstrates higher strength parameters than in conventionally T6 and T8 processed sheets. That is, it possess unique strength ($YS = 630$ MPa, and $UTS = 645$ MPa), accompanied by high hardness (~ 180 Hv) and extremely low plasticity ($EI \leq 3\%$). Artificial aging of the cryorolled alloy under conventional T6 regimes led to its rather enhanced plasticity, but accompanied by strength decrease to conventional values.

It is shown, that aging under regimes developed provides much higher the alloy strength ($YS = 570$ MPa, $UTS = 635$ MPa) and plasticity ($EI > 7\%$). The effect is reasoned by less softening of deformed material under recovery and continuous recrystallization, and by higher simultaneous dispersional strengthening.

It is concluded that unique balance of the alloy room temperature properties is caused by multilevel nanostructuring, leading to formation of mixed nanoprecipitation strengthened nano(sub)grain structure.

Исследования проводили на горячепрессованном прутке сплава Д16 (Al-4,2Cu-1,5Mg-0,6Mn) стандартного химического состава. Перед прокаткой прутки закаливали в воду, а деформирование осуществляли в изотермических условиях при температуре жидкого азота с суммарной степенью деформации $e = 2,0$. Параметры статической прочности сплава при растяжении (пределы текучести и прочности ($\sigma_{0,2}$ и σ_b) и относительное удлинение (δ) определяли при комнатной температуре на плоских образцах с рабочей частью $1 \times 5 \times 15$ мм, микротвердость (HV) - методом Виккерса.

Испытания криопркатанного и естественно состаренного сплава показали его необычно высокую прочность ($\sigma_{0,2} = 630$ МПа и $\sigma_b = 645$ МПа) и твердость (HV ~ 180) на фоне чрезвычайно низкой пластичности ($\delta \leq 3\%$). При этом параметры прочности криопркатанного сплава значительно превышали их уровни, наблюдаемые в серийных искусственно состаренных (T1) и нагартованных (T1H) листах. Искусственное же старение криопркатанного сплава по серийному режиму T1 (190⁰ С, 12 ч) хотя и приводило к заметному улучшению его пластичности, но одновременно снижало и его прочность до уровня T1H обработанного сплава. При этом при старении структура сплава трансформировалась из развитой ячеистой в частично рекристаллизованную со сравнительно крупными ультрамелкими зёрнами и продуктами распада твердого раствора.

Установлено, что корректировка режимов искусственного старения сплава позволила одновременно достичь и высоких удлинений ($\delta > 7\%$), и высоких показателей его прочности ($\sigma_{0,2} = 570$ МПа и $\sigma_b = 635$ МПа). Такой уникальный баланс свойств сплава при комнатной температуре был обусловлен формированием многоуровневой наноструктуры с регламентированными сочетаниями трех наноразмерных структурных составляющих: зерен, ячеек и выделений упрочняющих фаз. Реализация указанного эффекта отмечалась, если разупрочнение сплава, вызванное процессами возврата и непрерывной рекристаллизации его деформационной структуры, было не столь значительным и частично компенсировалось упрочнением матрицы за счет дисперсионного твердения. Это имело место при одновременном максимальном подавлении роста ячеек и формирующихся нанозерен, достижении определенного соотношения рекристаллизованных областей и областей со структурой возврата, а также соответствующих параметров и морфологии выделений упрочняющих фаз в этих областях.

Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки РФ в рамках Федеральной целевой программы «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 годы (гос. контракт № 14.740.11.0278)

ВЛИЯНИЕ ВТОРИЧНЫХ ВЫДЕЛЕНИЙ НА НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЕ И СТАТИЧЕСКУЮ ПРОЧНОСТЬ ИНТЕНСИВНО ПЛАСТИЧЕСКИ ДЕФОРМИРОВАННОГО ВЫСОКОПРОЧНОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА

Крымский С.В.¹, Никифорова Д.К.², Мурашкин М.Ю.³, Маркушев М.В.⁴

Россия, Учреждение Российской академии наук Институт проблем сверхпластичности металлов РАН

¹stkr@imsp.da.ru, ²dinan.88@mail.ru, ³maxmur@anrb.ru, ⁴mvmark@imsp.da.ru

EFFECT OF PRECIPITATES ON NANOSTRUCTURING AND TENSILE STRENGTH OF SEVERELY DEFORMED HIGH-STRENGTH ALUMINUM ALLOY

Krymskiy S.V.¹, Nikiforova D.K.², Murashkin M.Yu.³ and Markushev M.V.⁴

Russia, Institute for Metals Superplasticity Problems Russian Academy of Sciences

High-strength 1965 type aluminum alloy (Al-8Zn-2.5Mg-2Cu-0.1Zr-0.27Sc) was subjected to severe plastic deformation (SPD) by high-pressure torsion (HPT) (10 rotations at a pressure of 6GPa) at a room temperature. Before SPD the homogenized ingot was solution treated and water quenched (*Q*) and then aged at 170 °C from 1 to 10 hours (*A*). In distinction with as-quenched state with predominantly unimodal distribution of secondary phases by size formed by coherent Al₃(Zr,Sc) precipitates of high densities, the aged alloy has bimodal distribution due to precipitation of differed by size and morphology strengthening η -type phases in addition to mentioned aluminides of transition metals.

TEM and X-ray analysis of both the alloy states after SPD indicate the formation of nanocrystalline (NC) structure with a mean (sub)grain size of ~ 80 nm in preliminary quenched alloy only. Independent of time of further aging the deformation structure in the alloy *A* was highly work-hardened containing high densities of regularly distributed dislocations. No any processes of strain-induced nanostructuring due to recrystallization, polygonization or cell formation were found. As no crystal boundaries were TEM visible, and no sense dissolution of η -phase precipitates was detected by both TEM and X-ray analysis.

It is found, that the initial state significantly affects the mechanical behavior of SPD processed alloy. In *Q* condition, the NC alloy tensile strength, plasticity and hardness were quite common for HPT processed nanostructured aluminum alloys [1, 2]. Meanwhile, the aged alloy demonstrates comparatively low strength parameters (YS and UTS) accompanied by high elongation to failure. Such a difference indicates the direct effect of nanostructuring on the alloy properties.

Strong importance of the concept of optimal alloy heterogeneity of structure in the deformation nanostructuring has been concluded. Such an approach should be taken from conventional grain refinement

processing [3], demand specification of it parameters [4] and spread on severe straining of commercial and potential aluminum alloys.

Высокопрочный алюминиевый сплава типа 1965 (Al-8Zn-2,5Mg-2Cu-0,1Zr-0,27Sc) был подвергнут интенсивной пластической деформации (ИПД) кручением под высоким давлением (КВД) (10 оборотов под давлением 6 ГПа) при комнатной температуре. Перед ИПД гомогенизированный слиток был сначала закален в воду, а затем искусственно состарен при 170 °С от 1 до 10 часов. В отличие от закаленного состояния с преимущественно одномодальным распределением вторичных фаз по размерам, сформированным когерентными выделениями $Al_3(Zr,Sc)$, в состаренном сплаве распределение было бимодальным благодаря добавлению к указанным частицам продуктов распада твердого раствора - упрочняющих частиц η ($MgZn_2$) фазы различного размера и морфологии.

По данным просвечивающей электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа установлено, что формирование нанокристаллической (НК) структуры со средним размером (суб)зерен ~80 нм имеет место только в предварительно закаленном состоянии сплава (Рис.). В предварительно же состаренном сплаве, вне зависимости от длительности его старения (размера частиц упрочняющих фаз), его структура была сильнодеформированной с высокой плотностью относительно равномерно распределенных дислокаций. При этом признаки наноструктурирования, вызванные процессами рекристаллизации и полигонизации, зафиксированы не были.

Обнаружено, что исходное состояние сплава существенно влияет на механическое поведение ИПД сплава при последующем растяжении при комнатной температуре (Табл.). Так в предварительно закаленном состоянии уровни прочности, пластичности и твердости ИПД сплава были типичными для алюминиевых сплавов, наноструктурированных кручением под высоким давлением [1, 2]. А предварительно состаренный сплав продемонстрировал сравнительно более низкий уровень прочности в сочетании с более высокой пластичностью. Такая разница в свойствах сплава обусловлена и является эффектом структурного упрочнения сплава за счет наноструктурирования его матрицы.

Таблица. Механические свойства сплава 1965 при растяжении при комнатной температуре

Состояние	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
Закалка	990	1030	2,1
Закалка и старение при 170 °С, 2 часа	765	810	7,2
Закалка и старение при 170 °С, 10 часов	750	795	7,4

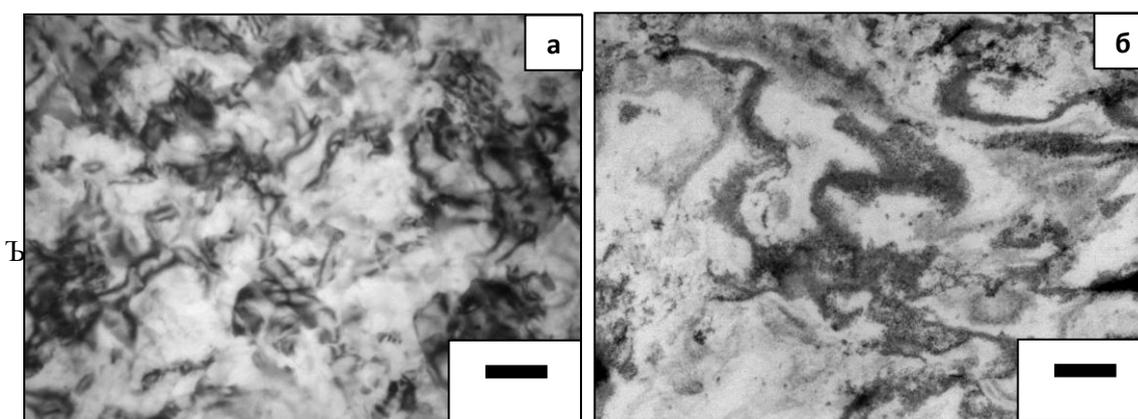


Рисунок. ПЭМ структура сплава после ИПД КВД в предварительно закаленном (а) и состаренном (б) состояниях.

Сделано заключение о важности принципа оптимальной гетерогенности исходной структуры термоупрочняемых алюминиевых сплавов в деформационных процессах, предназначенных для формирования в них наноструктурных состояний. Данный подход следует позаимствовать из традиционных способов и методов, используемых серийно для измельчения зерен сплавов до мелкозернистых размеров [3]. При этом указанный принцип требует как уточнения его параметров,

так и развития [4] с учетом эффективности его использования в обработках с применением интенсивной пластической деформации алюминиевых сплавов промышленных и новых композиций.

Литература

1. Valiev R.Z., Enikeev N.A., Murashkin M.M., Kazykhanov V.U., Sauvage X., Scripta Mater. 63 (2010) 949.
2. P. V. Liddicoat, X.-Z. Liao, Y. Zhao, Y. Zhu, M.Y. Murashkin, E. J. Lavernia, R. Z. Valiev & S. P. Ringer, NATURE COMMUNICATIONS | 1:63 | DOI: 10.1038/ncomms1062| www.nature.com/naturecommunication ;
3. M.V. Markushev, Physics of Metals and Metallography, 7 (2009) 43.
4. M.V. Markushev, Physics of Metals and Metallography, 8 (2009) 161.

ВЛИЯНИЕ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИОННЫХ ПРОЦЕССОВ НА ИЗМЕЛЬЧЕНИЕ ЗЕРНА В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ TiNi ПРИ ТЁПЛОЙ МНОГОПРОХОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Лотков А.И., Гришков В.Н., Батурин А.А., Жапова Д.Ю., Гирсова Н.В., Тимкин В.Н.

Россия, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, lotkov@ispms.tsc.ru

EFFECT OF RECRYSTALLIZATION PROCESSES ON GRAIN REFINEMENT IN TiNi BASED ALLOYS UNDER WARM MULTIPASS PLASTIC STRAIN

Lotkov A.I., Grishkov V.N., Baturin A.A., Zhapova D.Yu., Girsova N.V., Timkin V.N.

The experimental results about the influence of a warm (723 K – 623 K) multi-pass rolling on the microstructure evolution in TiNi based alloys are presented. The different scale levels of microstructure elements included the mesofragmentation development due to the formation of mesobands of localized deformation and the intensive microfragmentation inside grain volumes due to development of single and multiple dislocation slip are studied. The influence of the stress induced migration of grain boundaries and the dynamic recrystallization, proceeded “in situ” under deformation, and the metadynamic recrystallization under cooling of deformed samples had been observed in alloy samples with the initial coarse-grained structure.

В последние годы активно исследуется структура и свойства ультрамелкозернистых (УМЗ) сплавов на основе никелида титана, полученных различными методами интенсивной пластической деформации. При «горячем» деформировании ($T_{\text{деф.}} > 0.5T_{\text{пл.}}$) сплавов на основе TiNi измельчения зеренной структуры и, следовательно, упрочнения сплавов не происходит. Эффективное измельчение зерен в сплавах на основе TiNi наблюдается при теплой ($T_{\text{деф.}} < 0.5T_{\text{пл.}}$) и при холодной деформации. Наиболее широко проводились исследования процессов структурообразования и их влияния на мартенситные превращения (МП) в сплавах на основе TiNi при воздействии холодной деформации различного типа: в частности, прокатки, кручения под давлением, экструзии. Влияние теплой деформации на структуру, свойства и МП в этих сплавах в основном исследовано в процессах равноканально-углового прессования (РКУП) и абс-прессования. При последовательном накоплении больших пластических деформаций методом РКУП (723 К и 623 К) и методом абс-прессования со ступенчатым понижением температуры деформирования от 873 К до 573 К изучены закономерности перехода от крупнозернистой к УМЗ микроструктуре (субмикроструктурной (СМК) и нанокристаллической) и изменения при этом механических свойств, мартенситных превращений и неупругих свойств этих материалов. Целью данной работы является систематические исследования закономерностей эволюции микроструктуры сплавов на основе TiNi на начальных стадиях теплового деформирования в процессе многопроходной тёплой прокатки в ручьевых вальцах, которые до настоящего времени не проводились.

Исследования выполнены на сплаве $\text{Ti}_{49,2}\text{Ni}_{50,8}$ (ат.%). Образцы с крупнозернистой структурой изготовлены горячим прессованием при 1023К. Микроструктура крупнозернистых образцов

характеризуется преобладанием зерен квазиравноосной формы со средним коэффициентом неравноосности 1.3 при среднем их размере 43 мкм. После горячего прессования при 1023 К в образцах в области температур 293 К-321 К наблюдается в основном ромбоэдрическая R фаза и кубическая B2 фаза, а при $T > 321$ К происходит МП $R \rightarrow B2$. Изотермическую тёплую многопроходную прокатку проводили при температурах 723 К ($0.46T_{пл}$) и 623 К ($0.39T_{пл}$). Величина накапливаемой истинной деформации ($e = \ln(S_0/S)$, где S_0 и S – площадь поперечного сечения образцов до и после обжатия, соответственно) за один цикл прокатки составляла 0.03 ± 0.04 . Каждый цикл прокатки включал нагрев до $T_{деф.}$ (3 мин), обжатие и повторный проход канала этого же сечения.

Исследования фазового состава и микроструктуры образцов проводили с использованием оборудования ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН: рентгеновского дифрактометра ДРОН-7, оптического микроскопа «Axiovert-200 MAT», растрового электронного микроскопа Leo EVO-50, оборудованного приставкой «Nordlys» фирмы «Oxford Instruments» для исследований методом обратно рассеянных электронов (EBSD). Температуры МП определены методом температурной резистометрии. Электронно-микроскопические исследования выполнены на ПЭМ 125К.

Результаты экспериментальных исследований показали, что уже после воздействия малых пластических деформаций при 723 К наблюдаются ярко выраженные изменения микроструктуры образцов на разных масштабных уровнях: от формирования мезополосовой структуры в масштабе конгломератов зерен до развития интенсивной микрофрагментации в объёме отдельных зёрен. На этой стадии тёплой прокатки формируются широкие (100-300 мкм) мезополосы локализации пластической деформации (МПЛД), ориентированные под углами 35° - 45° к направлению прокатки и включающие ансамбли зерен. Пересечения МПЛД разной ориентации создают мезофрагментированную структуру образцов с разной величиной действующих напряжений внутри мезофрагментов. Это проявляется по развитию индивидуального характера внутризеренного скольжения в объёмах зерен, локализованных в этих мезофрагментах. Микрополосовая структура, являющаяся результатом внутризеренного скольжения дислокаций, присутствует в подавляющем большинстве зерен. При этом в зернах, локализованных в объёмах мезофрагментов, ограниченных МПЛД, наблюдается, как правило, одна система скольжения в виде квазирегулярной полосовой микроструктуры. В зернах с наиболее высокой концентрацией напряжений, локализованных на пересечениях МПЛД разных ориентаций, наблюдается интенсивная внутризеренная микрофрагментация в результате реализации дислокационного скольжения по разным кристаллографическим направлениям. Ширина внутризеренных микрополос может достигать нескольких микрометров. Результаты электронно-микроскопических исследований показали, что внутри зерен наблюдается еще более тонкая полосовая субструктура, рис. 1. Ширина этих полос составляет от 0.5 до 1 мкм, а разориентация кристаллических решёток в них может достигать высокоугловой, рис.1б. Однако в целом преобладают малоугловые разориентации фрагментов внутризеренной структуры, что обуславливает монокристаллический тип микродифракции с заметным азимутальным уширением отражений.

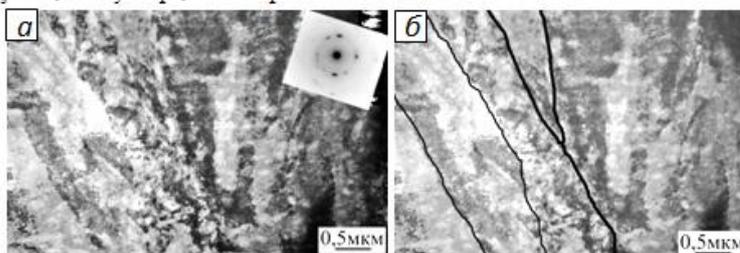


Рис.1. Электронно-микроскопические светлопольные изображения (а, б) микроструктуры образца сплава $Ti_{49.2}Ni_{50.8}$ (ат. %) после тёплой прокатки при 723 К с $e = 0.07$; справа (б) – тонкими и утолщенными линиями выделены малоугловые и высокоугловые границы микрополос, соответственно.

Показано, что в образцах с исходной крупнозернистой структурой при тёплой многопроходной прокатке формирование микроструктуры происходит в результате развития интенсивной миграции границ зерен в условиях существования сильных градиентов напряжений в приграничных областях (stress induced migration) с множественным зарождением рекристаллизованных центров при одновременно протекающей динамической рекристаллизации и последующего интенсивного роста этих центров в процессе метадинамической рекристаллизации при охлаждении образцов от

температуры деформирования. Интенсивная миграция границ зерен при прокатке и метадинамическая рекристаллизация существенно замедляют переход от крупнозернистой к УМЗ структуре, а на начальной стадии деформирования приводят даже к укрупнению зерен. Влияние этих процессов уменьшается с понижением температуры и увеличением степени деформации, но играет важную роль даже при достаточно больших накопленных пластических деформациях: после ступенчатой прокатки при 773 К и 723 К с $e = 1.91$ только ~25% зерен имеют размеры СМК масштаба, а в остальном объеме образцов формируется микрокристаллическая структура со средним размером зерен 1.5 мкм при максимальных их размерах до 7 мкм.

Установлено, что пороговая температура теплой изотермической прокатки образцов с исходной микрокристаллической структурой, при которой формирование УМЗ микроструктуры на основе СМК и нанозеренной компонент не осложнено развитием метадинамической рекристаллизации, близка к 623 К, а необходимая для этого суммарная деформация достаточно мала (~0.4).

Показано, что зависимость среднего размера зерен/субзерен от величины накопленной деформации может быть описана в рамках модели динамической рекристаллизации [1].

Работа выполнена при финансовой поддержке Комплексного государственного проекта СО РАН № III.20.2.2. и Программы президиума РАН №7, проект №7.2.

Литература

1. Hallberg H., Walling M., Ristinmaa M.// Mat. Sci. Eng. A. - 2010. – V.527. – P.1126-1134.

ВЛИЯНИЕ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТОДОМ abc-ПРЕССОВАНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИКЕЛИДА ТИТАНА

Лотков А.И., Гришков В.Н., Дударев Е.Ф.¹, Бакач Г.П.¹, Табаченко А.Н.¹, Жапова Д.Ю., Тимкин В.Н.

Россия, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, lotkov@ispms.tsc.ru

¹Россия, Сибирский физико-технический институт имени акад. В.Д. Кузнецова Томского государственного университета

THE EFFECT OF MEGAPLASTIC DEFORMATION BY abc-PRESSING METHOD ON MECHANICAL PROPERTIES OF TITANIUM NICKELIDE

Lotkov A.I., Grishkov V.N., Dudarev E.F.¹, Bakach G.P.¹, Tabachenko A.N.¹, Zhapova D.Yu., Timkin V.N.

The temperature dependences of mechanical properties of TiNi samples after abc-pressing at 873 K (true strain $e = 2.4$) and after “step-by-step” pressing at 873 K – 773 K – 723 K ($e = 7$) are studied. The increase of ultimate tensile strength, σ_B , after abc-pressing is observed. The σ_B maximum was found near temperatures of reverse transformations of deformation monoclinic B19' martensite into cubic B2 phase.

Исследование влияния больших (мегапластических [1]) деформаций на закономерности формирования структуры металлов и сплавов и свойства полученных материалов с ультрамелкозернистой структурой – актуальное направление современного материаловедения. В [2] показано, что воздействие больших пластических деформаций в процессе теплого abc-прессования (циклическое многократное деформирование при изменении на 90° направления осадок) приводит к формированию ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры никелида титана. В данной работе представлены результаты исследования механических свойств образцов никелида титана (50.2 ат.% Ni) с крупнозернистой структурой, полученной в результате горячего прессования (873 К, e – истинная суммарная деформация, равна 2.4), образцов с УМЗ структурой, полученной при понижении температуры abc-прессования в последовательности 873 К → 773 К → 723 К ($e = 7$) и образцов с исходной крупнозернистой структурой сплава после отжига при 1073 К. Образцы, отожженные при 1073 К, имели микроструктуру с размерами зерен от 20 до 70 мкм.

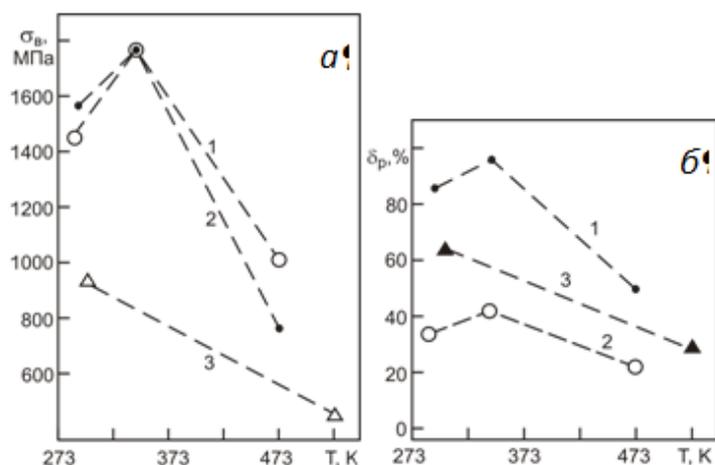


Рис. 1. Температурные зависимости пределов прочности $\sigma_{в}$ (а) и удлинения при разрушении $\delta_{р}$ (б) образцов сплава $\text{Ti}_{49.8}\text{Ni}_{50.2}$ (ат. %): 1 – с УМЗ-структурой ($e=7$), 2 – после прессования при 873 К, 3 – крупнозернистых образцов после отжига при 1073°К.

После прессования при 873 К сохранялась крупнозернистая структура с размерами зерен до 40 мкм. В образцах с $e=7$ формировалась УМЗ структура, в составе которой преобладали зерна/субзерна с размерами 100-800 нм, в микрополосках локализации деформации присутствовали нанозерна с размерами 50-100 нм, и сохранялись в небольшом количестве зерна микрокристаллического масштаба (< 3 мкм). При 295 К крупнозернистые образцы (отжиг при 1073 К и после абс-прессования при 873 К) имели структуру моноклинной мартенситной фазы $B19'$, а мартенситное превращение (МП) $B19' \rightarrow B2$ (кубическая фаза) завершалось при температурах A_K , равных 365 К и 348 К, соответственно. Образцы с $e=7$ имели при 295 К двухфазную структуру $B19' + R$ (ромбоэдрическая мартенситная фаза), а МП в $B2$ фазу завершалось при нагреве до $A_K = 338$ К. Растяжение образцов проводили при температурах 295 К, 343 К (вблизи A_K образцов с микроструктурой, полученной абс-прессованием) и 473 К (в $B2$ фазе).

Общий вид зависимостей «напряжение-деформация» при данных температурах испытаний качественно подобен для образцов с крупнозернистой и УМЗ структурами. Кривые течения, полученные при 293 К и 343 К, включают площадки псевдотекучести, обусловленные переориентацией доменов мартенсита $B19'$ под действием внешнего напряжения (при 295 К) и/или формированием деформационного мартенсита $B19'$ (при 343 К), стадии деформационного упрочнения, переходящие в непродолжительные стадии интенсивного пластического течения, а затем следует развитие макролокализации пластической деформации, формирование шейки и разрушение образцов. В процессе растяжения образцов при 473 К формирования деформационного мартенсита $B19'$ не происходит (отсутствует площадка псевдотекучести), а наблюдается короткая стадия деформационного упрочнения и протяженная стадия параболического течения. Затем следует развитие макролокализации деформации, образование шейки и разрушение. Количественные характеристики кривых течения образцов сильно зависят от температуры, рис. 1. Из рис. 1а видно, что предел прочности, $\sigma_{в}$, при 295 К (в мартенсите $B19'$) в образцах с УМЗ структурой несколько ниже, чем в крупнозернистых образцах после прессования при 873 К. Наиболее низкий предел прочности при 295-473 К имеют образцы с крупнозернистой структурой после отжига при 1073 К, а при повышении температуры испытаний до 523 К наблюдается его двукратное уменьшение. Предел прочности мартенсита $B19'$ при 295 К резко возрастает после абс-прессования при 873 К (сохраняется крупнозернистая структура) и при формировании УМЗ структуры (прессование при 723 К). При повышении температуры до 343 К $\sigma_{в}$ этих образцов дополнительно увеличивается на $\sim 12\%$, достигая высокого для сплавов на основе TiNi почти эквиатомного состава значения (1770 МПа). При $T > 343$ К наблюдается резкое уменьшение $\sigma_{в}$. Процесс растяжения при 473 К протекает в $B2$ фазе (независимо от состояния микроструктуры образцов), так как при этих температурах деформационный мартенсит $B19'$ не образуется. При этом $\sigma_{в}$ образцов с УМЗ структурой заметно

выше (на ~15%), чем σ_B крупнозернистых образцов как после отжига при 1073 К, так и после прессования при 873 К. Из рис. 1б видно, что при растяжении в интервале температур от 373 К до 473 К образцов после прессования при 873 К пластичность, δ_r , на 30-35% больше, чем δ_r исходных крупнозернистых образцов после отжига при 1073 К, и понижается при увеличении температуры испытаний до 473 К, но соотношение между ними остается прежним (разница δ_r составляет ~40%). Пластичность образцов с УМЗ структурой ($e = 7$) заметно меньше, чем δ_r крупнозернистых образцов после отжига при 1073 К и после абс-прессования при 873 К (в 1.9-2.3 раза и в ~2.5 раза, соответственно) при всех температурах испытаний. Следует отметить, что подобная тенденция к уменьшению пластичности сплавов на основе TiNi наблюдается и в результате формирования в них УМЗ структуры другими методами интенсивной пластической деформации. Например, при СМК структуре образцов сплава $Ti_{49.8}Ni_{50.2}$ (ат.%), полученной методом равноканально-углового прессования при 723 К, δ_r при разрушении в ~2 раза меньше (~23%), чем при разрушении образцов с исходной крупнозернистой структурой [3]. Кроме того, следует отметить еще один важный результат, заключающийся в одновременном повышении σ_B и δ_r образцов с крупнозернистой структурой после абс-прессования при 873 К, относительно их значений в крупнозернистом состоянии после отжига при 1073 К. Данные о высоком σ_B мартенсита В19' при растяжении крупнозернистых образцов двойных сплавов на основе TiNi, закаленных от 1173 К, известны [4]: при 77 К σ_B максимален и достигает 1250 МПа. Отличие полученных нами результатов от данных [4] заключается в том, что высокие значения σ_B мартенсита В19' при растяжении образцов TiNi после абс-прессования наблюдаются при 300 К (1440 - 1570 МПа), а максимальная прочность (1770 МПа) деформационного мартенсита В19' в этих образцах достигается вблизи температуры завершения обратного МП В19' → В2 в ненагруженных образцах. Обсуждаются факторы, обуславливающие повышение σ_B и изменение δ_r в TiNi после абс-прессования.

Работа поддержана Комплексным госбюджетным проектом СО РАН Ш.20.2.2. и проектом Программы президиума РАН №7.2.

Литература

1. Глезер А.М. Известия РАН. Сер. Физическая. 2007. Т.71. №12. С.1764-1772.
2. Лотков А.И., Гришков В.Н., Дударев Е.Ф. и др. – Вопросы материаловедения. 2008. №1(53). С.161-165.
3. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы. – М.:ИКЦ «Академкнига». 2007. 389с.
4. Пушин В.Г., Кондратьев В.В., Хачин В.Н. Предпереходные явления и мартенситные превращения. – Екатеринбург: УрО РАН. 1998. 439с.

ЭВОЛЮЦИЯ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК СПЛАВОВ СИСТЕМ Cu-Cr И Cu-Cr-Zr ПОД ДЕЙСТВИЕМ РКУ ПРЕССОВАНИЯ

Мелёхин Н.В., Чувильдеев В.Н., Лопатин Ю.Г.

*Россия, Нижегородский Государственный университет им. Н.И. Лобачевского
г. Нижний Новгород, metals@nifti.unn.ru*

THE INVESTIGATION OF EVOLUTION OF PHYSICAL AND MECHANICAL CHARACTERISTICS OF Cu-Cr AND Cu-Cr-Zr ALLOYS AFTER ECAP

Melekhin N.V. Chuvil'deev V.N., Lopatin Ju.V.

Abstract. Cu-0.6%Cr-0.1%Zr, Cu-0.8%Cr-0.05Zr, Cu-0.4%Cr was investigated. It shown that equal-channel angular pressing (ECAP) causes of significant changes of hardness, flow stress, grain size and electrical receptivity. In addition ECAP causes changes of degradation of solid solution kinetic, diffusion characteristics and annealing stability.

В данной работе исследовалось влияние воздействия равноканального углового прессования (РКУП) на прочность и удельное электрическое сопротивление сплавов Cu-0.6%Cr-0.1%Zr, Cu-0.8%Cr-0.05Zr, Cu-0.4%Cr.

В работе было показано, что РКУП оказывает существенное влияние на структуру и свойства меди, а также на их свойства при отжиге. Так, размер зерна в исходном литом материале составляет около 700 мкм, в МК материале – около 100 нм. При отжиге 500°C (30 мин) размер зерна в литом материале практически не изменяется, размер зерна в МК материале возрастает со 100 нм до 650 нм. Микротвердость литого материала, составляющая 600 МПа, возрастает в результате РКУП до 1600 МПа.

Проведено изучение эволюции структуры и свойств сплавов при нагреве в области температур от 200°C до 500°C и изотермических выдержек длительностью от 1 до 180 мин. Эволюция зеренной структуры материала исследовалась с помощью оптической металлографии и сканирующей зондовой микроскопии (СЗМ), просвечивающей электронной микроскопии. Эволюция механических свойств материала оценивалась по изменению микротвердости, кроме того, были проведены релаксационные испытания. Для изучения процесса распада пересыщенного твердого раствора хрома в меди применялся метод измерения удельного электросопротивления (УЭС).

В работе показано, что кроме существенного изменения физико-механических характеристик сплавов РКУП приводит к существенным изменениям в кинетике распада пересыщенного твердого раствора, диффузионных характеристик и температурной стабильности.

О ЖИДКОМ СОСТОЯНИИ В НАНО- И МИКРООБЛАСТЯХ В МЕТАЛЛАХ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Нечаев Ю. С.

*Россия, Москва, ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина»,
Институт металловедения и физики металлов им. Г.В. Курдюмова, yuri1939@inbox.ru*

ON A LIQUID STATE IN NANO- AND MICROREGIONS IN METALS UNDER PLASTIC DEFORMATION

Nechaev Yu.S.

*Russia, Moscow, I.P. Bardin Institute for Ferrous Metallurgy,
G.V. Kurdjumov Institute of Metals Science and Physics, yuri1939@inbox.ru*

In the light of the known Ya.I. Frenkel - L.D. Landau discussion and some recent experimental data ([1-10] and others), a possibility has been shown of formation of a liquid metastable state in the grain-boundary nanoregions and in microregions of coarse shear bands in metallic materials under severe plastic and superplastic deformation.

В свете известной дискуссии между Я.И. Френкелем и Л.Д. Ландау (о возможности низкотемпературного перехода кристаллических металлов в жидкое состояние) и экспериментальных результатов [1-7] (и др.) рассматриваются некоторые физические аспекты структурно-фазовых изменений так называемых «неравновесных» границ зерен, образующихся при наноструктурировании металлических материалов посредством интенсивного «мегапластического» деформирования, а также при сверхпластичном деформировании.

Проведено термодинамическое рассмотрение периодического («трехуровневого») изменения состояния «неравновесных» границ зерен от состояния I с пренебрежимо низкой плотностью «захваченных» решеточных дислокаций (как для «равновесных» границ зерен) к состоянию II с предельно высокой плотностью «захваченных» решеточных дислокаций, энергия которых близка к энергии плавления материала (переход I→II), с последующим переходом к жидкому состоянию III (переход II→III, типа «плавления») и возвращению к исходному состоянию (переход III→I, типа «кристаллизации»).

Рассмотрено стационарное распределение границ зёрен в деформируемом материале по трём стационарным состояниям (I, II, III), включая жидкое метастабильное состояние III.

Показано, что соответствующие (периодические) локальные изменения объема при данных переходах (особенно, при переходе III→I) могут обуславливать высокие локальные напряжения в областях границ зерен, отмеченные во многих работах (но без интерпретации экспериментальных результатов).

Последовательность (в цикле I→II→III→I...), периодичность и кинетика данных переходов, очевидно, связаны с проявлением различных аккомодационных процессов (механизмов), с ограниченной интенсивностью (потенциальной способностью или производительностью) аккомодации межзеренной структуры при «захвате» и/или «поглощении» границами зерен решеточных дислокаций и вакансий, что, в частности, может привести к «зубчатости» (или «волнистости») границ, по-видимому, отвечающей экстенсивному пути их «самоорганизации» при деформировании материала.

Такая модель позволяет количественно интерпретировать известные экспериментальные данные о высоких локальных напряжениях в областях границ зерен (Р.З. Валиев и др.), об аномальном («нано-микро») распределении зёрен по размерам (А.М. Глезер и др.) и об аномалиях диффузии и межзёренного растрескивания (S.V. Divinski et al.) в металлических материалах, подвергнутых интенсивной «мегопластической» деформации.

Модель позволяет также интерпретировать (в альтернативном плане) известные экспериментальные данные [8-10] о структуре и механических и физических свойствах ряда аморфных сплавов типа металл - металлоид, подвергнутых интенсивной «мегопластической» деформации. Анализ данных [8-10] (в свете работ [1-7] и др.) показывает возможность образования в таких сплавах жидких микрообластей (в аномально широких полосах скольжения) и «нанокристаллизации» этих областей.

Список литературы

1. Я.Д. Вишняков, Ю.С. Нечаев, С.А. Владимиров, Ю.А. Пустов. «О возможности локальных фазовых переходов «кристаллическое состояние - аморфное состояние» в никеле при пластической деформации». // *Металлы. Известия Академии наук*. 1980. № 4. С. 174-179.
2. Yu.S. Nechaev. "On the possibility of the liquid-like state in the grain boundary regions of polycrystals". // *Colloque de Physique, Colloque C1*. 1990. supplément au n° 1. Vol. 51. P. 287-292.
3. Ю.С. Нечаев. "Возможности образования жидкоподобного состояния в областях границ зерен в металлах при сверхпластичном деформировании". // *Физика и химия обработки материалов*. 1992. Т. 26. № 5. С. 610-614.
4. Ю.С. Нечаев. «О микромеханизмах аморфизации металлических материалов». // *Известия РАН. Серия Физическая*. 2001. Т. 65. № 10. С. 1507-1511.
5. Yu.S. Nechaev. "On the physics of enhanced Fickian diffusion and structural-phase changes in intensively deforming metallic materials". // *Diffusion and Defect Forum*. 2006. Vols. 251-252. P. 123-126.
6. Ю.С. Нечаев. «Физические комплексные проблемы старения, охрупчивания и разрушения металлических материалов водородной энергетики и магистральных газопроводов». // *Успехи физических наук*. 2008. Т. 178. № 7. С. 709-726.
7. Yu.S. Nechaev, A. Oechsner. "Essay on techniques and physics of some diffusion-controlled processes in materials: Relevance to nanofabrication applications." // *Defect and Diffusion Forum*. 2009. Vols. 289-292. P. 679-686.
8. А.М. Глезер, М.Р. Плотникова, А.В. Шалимова, С.В. Добаткин. «Мегапластическая деформация аморфных сплавов. I. Структура и механические свойства». // *Известия РАН, Серия Физическая*. 2009. Т. 73. № 9. С. 1302-1309.
9. А.М. Глезер, М.Р. Плотникова, А.В. Шалимова, Н.С. Перов. «Мегапластическая деформация аморфных сплавов. II. Магнитные свойства». // *Известия РАН, Серия Физическая*. 2009. Т. 73. № 9. С. 1310-1314.
10. А.М. Glezer, S.V. Dobatkin, M.R. Plotnikova, A.V. Shalimova. "Severe plastic deformation of amorphous alloys". // *Materials Science Forum*. 2008. Vols. 584-586. P. 2

О ФОРМИРОВАНИИ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ ВЫСОКОПРОЧНОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

Никулин П.А.¹, Маркушев М. В.²

Россия, Учреждение Российской академии наук Институт проблем сверхпластичности металлов РАН

¹pavel_n@list.ru, ²mvmark@imsp.da.ru

ON PROCESSING ULTRAFINE-GRAINED STRUCTURE IN HIGH-STRENGTH ALUMINUM ALLOY BY EQUAL-CHANNEL ANGULAR PRESSING

Nikulin P.A., Markushev M.V.

Russia, Institute for Metals Superplasticity Problems Russian Academy of Sciences

Cast and homogenized billets of high-strength aluminum alloy with complex additions of Zr and Sc (Al-8Zn-2.5Mg-2Cu-0.1Zr-0.27Sc) were subjected to severe plastic deformation (SPD) by equal-channel-angular pressing at 250 °C up to effective strain of 13,8. The peculiarities of formation of ultrafine-grained alloy structure with a mean (sub)grain size of ~ 1 μm were examined by means of TEM and SEM (EBSD analysis). The nature of continuous dynamic recrystallization, especially the aspects of structure transformations in the aluminum matrix and the effects of particles and precipitates of primary and secondary phases, are discussed in detail.

Наличие ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры (с размером зерна $d < 10...15$ мкм) является одним из ключевых условий проявления эффекта структурной сверхпластичности металлических материалов и возможности реализации процесса сверхпластической формовки с целью изготовления сложнопрофильных изделий из низ. Особенно это актуально для высокопрочных алюминиевых сплавов системы Al-Zn-Mg-Cu ввиду их невысокой технологической пластичности при холодной штамповке и плохой свариваемости.

В работе исследовали высокопрочный алюминиевый сплав В96ц-3 модифицированный скандием (Al 8,1Zn 2,2Mg 2,3Cu 0,27Sc 0,1Zr). Предполагали, что за счет комплексного легирования цирконием и скандием, а также использования интенсивной пластической деформации (ИПД) в сплаве будет сформирована УМЗ структура с зернами размером порядка 1 мкм, обладающая высокой термической стабильностью. А достижение такого результата, в свою очередь, позволит значительно улучшить технологические и эксплуатационные свойства сплава.

Гомогенизированный слиток сплава с размером зерна ~21 мкм подвергли ИПД, которую реализовали многоцикловым равноканальным угловым прессованием (РКУП) при температуре 250 °C по схеме «Вс» и угле сопряжения каналов 90 °. Число циклов прессования варьировали от 1 до 12, что соответствовало эффективной сдвиговой деформации от 1,1 до 13,8.

Результаты EBSD анализа показали, что с увеличением степени деформации средний размер зерен сплава уменьшается. При этом размер кристаллитов (субзерен и рекристаллизованных зерен) изменяется незначительно и составляет ~ 1-2 мкм, а доля ультрамелких зерен непрерывно увеличивается. Также обнаружено, что с увеличением степени деформации пик на распределении разориентировок границ кристаллитов, формирующийся в области малоугловых границ, смещается в сторону более высоких углов, и доля высокоугловых границ зерен непрерывно увеличивается, достигая после 12 проходов 72%. Эти данные свидетельствовали о развитии непрерывной динамической рекристаллизации, обеспечившей трансформацию крупнозернистой литой структуры сплава в преимущественно УМЗ со средним размером кристаллитов ~1 мкм и долей рекристаллизованных зерен ~ 50%.

Анализ структуры матрицы сплава с помощью просвечивающей электронной микроскопии подтвердил то, что с увеличением числа проходов РКУП средний размер кристаллитов практически не меняется. При этом внутри нерекристаллизованных зерен отмечается повышенная плотность решеточных дислокаций, взаимодействующих с частицами вторых фаз.

Сделано заключение о том, что на процесс формирования УМЗ структуры сплава активно влияют оба типа частиц, присутствующих в матрице. Первый – достаточно крупные (до 2-3 мкм) частицы избыточных фаз (преимущественно основной упрочняющей η -фазы ($MgZn_2$)), «играющие роль» центров рекристаллизации и способствующие образованию и трансформации новых границ в высокоугловые. А именно, во время РКУП в алюминиевой матрице непосредственно около этих частиц накапливаются дислокации одного знака, приводя сначала к локальному искривлению кристаллической решетки и облегчению формирования малоугловых границ, а затем и их трансформации в высокоугловые. Одновременно, в процессе деформации эти частицы дробятся и становятся более компактными, однако стимулирующий рекристаллизацию эффект от них не теряется, так как размер фрагментов исходных частиц остается довольно большим, и их плотность возрастает. Второй тип – дисперсные когерентными алюминиды переходных металлов $Al_3(Sc_{1-x}Zr_x)$ размером до нескольких десятков ангстрем и высокой плотности. Эти частицы препятствуют движению дислокаций, миграции мало- и высокоугловых границ, а также процессам возврата их структуры, и тем самым, способствуют накоплению дефектов в них и перестройке их структуры, приводящей к увеличению разориентировок кристаллитов.

Сделан вывод о полезности комплексного легирования алюминиевых сплавов переходными металлами, обеспечивающими формирование дисперсных алюминидов высокой плотности, в частности цирконием и скандием, с целью эффективной реализации обработки с использованием интенсивного деформирования, направленной на получение полуфабрикатов и изделий с УМЗ структурой.

СТРУКТУРА МАГНИЕВОГО СПЛАВА МА14, ПОДВЕРГНУТОГО ВСЕСТОРОННЕЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КОВКЕ

Нугманов Д.Р.¹, Маркушев М.В.²

*Россия, Учреждение Российской академии наук Институт проблем сверхпластичности металлов
¹dn86@list.ru, ²mvmark@imsp.da.ru*

STRUCTURE OF MAGNESIUM ALLOY MA14 SUBJECTED TO MULTISTEP ISOTHERMAL FORGING

Nugmanov D.R.¹, Markushev M.V.²

Russia, Institute for Metals Superplasticity Problems Russian Academy of Sciences

Billets 110 mm in length from 90 mm in diam. commercial extruded rod of magnesium alloy MA14 (Mg–6%Zn–0.65%Zr) were subjected to multidirectional forging to equivalent strain of $e = 7.2$ under isothermal conditions in the temperature range 300-400 °C.

Optical and electron (SEM and TEM) microscopy have shown that under the forging inside the parent coarse lamellar grains new fine grains evolve via continuous dynamic recrystallization, increasing their fraction from 40 to 95%. As a result, the homogeneous fine-grained alloy structure with an average grain size of 7-8 μ m has been formed.

Исследования проводили на серийном горячепрессованном прутке диаметром 90 мм промышленного деформируемого магниевого сплава МА14 (Mg–6%Zn–0.65%Zr) стандартного состава. Всестороннюю изотермическую ковку (ВИК) заготовок длиной 110 мм осуществляли на гидравлическом прессе ПА2638 усилием 630 тс с учетом рекомендаций [1, 2]. Сплав деформировали в однофазной области диаграммы Mg-Zn (в интервале температур 300-400 °C), со степенью однократной деформации, не превышающей 50%, и суммарной степенью деформации (e) до 7,2 по схеме, включавшей осадку заготовки с последующей протяжкой в «квадрат» при многократной смене осей деформирования. В результате были получены заготовки с размерами $\sim 70 \times 70 \times 170$ мм, позволяющими их использование в производстве мелких и средних деталей, например, на предприятиях авиационной промышленности.

Микроструктуру сплава исследовали оптической металлографией (ОМ), просвечивающей и растровой электронной микроскопией (ПЭМ и РЭМ) в продольной и поперечной плоскостях (относительно направления последней протяжки) деформированных до различных степеней заготовок. Для создания оптического контраста шлифы травили в реактиве, состоящем из 60 мл этиленгликоля, 20 мл уксусной кислоты, 20 мл воды и 1 мл азотной кислоты. Для улучшения контраста применяли пост-деформационный отжиг при 180°C 30 мин. Количественный анализ зеренной структуры проводился методом секущих с определением среднего размера и распределений рекристаллизованных зерен по размерам, а также их доли, занимаемой на шлифе. За рекристаллизованные принимали близкие к равноосной форме зерна с отношением размеров не более 2. Кроме того, рекристаллизованные и нерекристаллизованные участки различали по травимости и соответствующему оптическому контрасту.

ОМ анализ показал, что исходный горячепрессованный пруткок сплава имел смешанную структуру, состоящую из грубых волокон 20-50 мкм в поперечнике и длиной 150-200 мкм, вытянутых вдоль оси прутка и чередующихся с мелкозернистыми областями, доля которых составляла ~ 40%. Рекристаллизованные зерна имели средний размер $8,5 \pm 0,5$ мкм с логнормальным распределением по размерам в пределах от 2,5 до 20 мкм. (Рис. 1а и 1г).

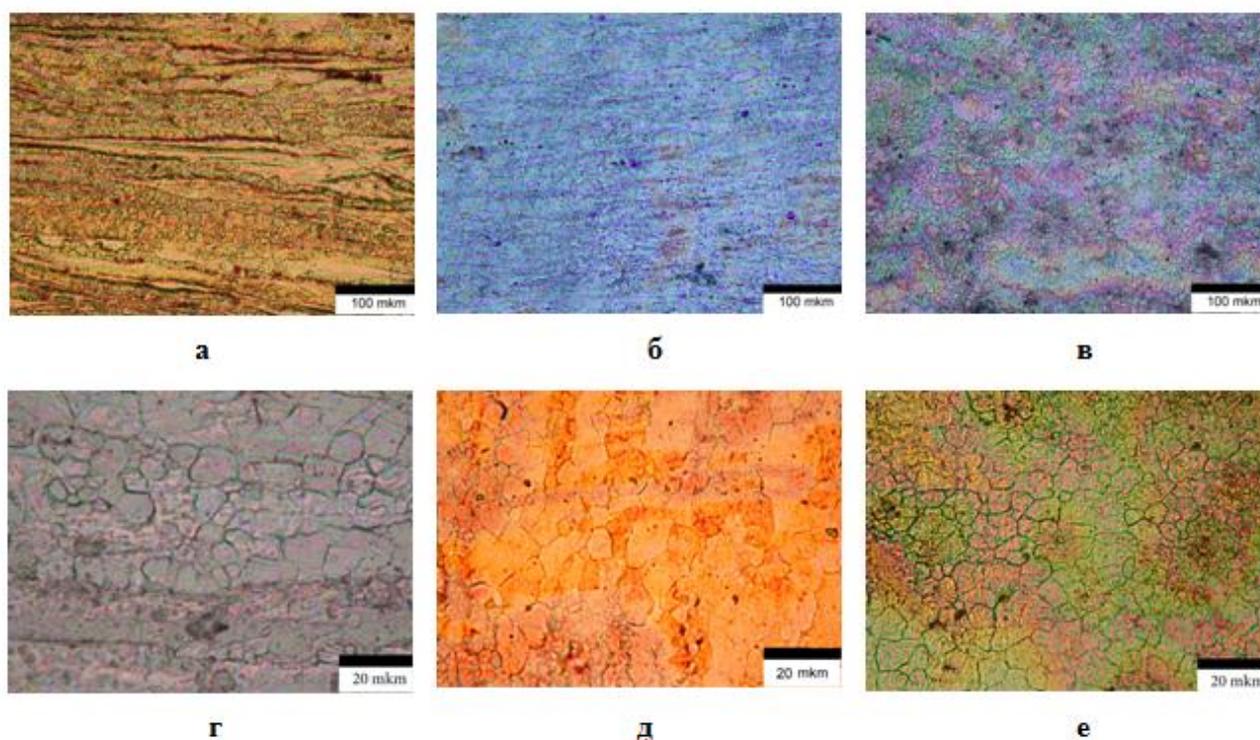


Рис. 1. Микроструктура сплава МА14 в состоянии поставки (а и г) и после ВИК с $e=4,2$ (б и д) и 7,2 (в и е). (продольное сечение)

Проведение ВИК с последовательным понижением температуры привело к уменьшению объемной доли волокон (Рис. 1б и в). Так после деформации со степенью 4,2 нерекристаллизованные области с повышенной травимостью уменьшились до 10-20 мкм в поперечнике и 50-100 мкм в длину, и их доля составила ~ 20 %. Средний же размер рекристаллизованных зерен при этом уменьшился незначительно и составил $7,0 \pm 0,5$ мкм, а характер их распределения по размерам не изменился и находился в пределах от 1,5 до 22 мкм (Рис 1д). С увеличением степени деформации заготовок до 7,2 произошло полное устранение признаков волокнистой структуры (Рис.1в). Равноосные зерна занимают практически весь объем и имеют тот же средний размер - $7,0 \pm 0,5$ мкм с незначительно сузившимся распределением в пределах от 1 до 16 мкм (Рис. 1е). При этом в структуре обнаруживаются и крупные равноосные зерна размером до 20-30 мкм с объемной долей ~5%, являющиеся, вероятно, фрагментами исходных волокон. (Рис 1в).

Наблюдаемые особенности изменения зеренной структуры сплава, среди которых появление участков повышенной плотности дефектов (травимости) в пределах исходных зерен и постепенное

увеличение объема рекристаллизованных зерен, обычно относят к признакам и результатам непрерывной динамической рекристаллизации. При этом в процессе ВИК сплава до больших степеней деформации фиксировали практически одинаковые средний размер зерна и распределение зерен по размерам, - поведение, подобное наблюдавшемуся в магниевом сплаве AZ31 в процессе многократной осадки [2].

Проведенные исследования позволили сделать вывод о том, что ВИК с суммарной степенью деформации 7,2 приводит к преобразованию структуры сплава MA14 из преимущественно грубоволокнистой в однородную мелкозернистую со средним размером зерна 7-8 мкм.

Литература

1. Маркушев М.В. К вопросу об эффективности некоторых методов интенсивной пластической деформации, предназначенных для получения объемных наноструктурных материалов//Письма о материалах т.1 (2011) 36-42

2. X. Yang, H. Miura, T. Sakai. Dynamic evolution of new grains in magnesium alloy AZ31 during hot deformation//Mat. Trans. V.44, 1 (2003).

КИНЕТИЧЕСКАЯ ТЕОРИЯ ФОРМИРОВАНИЯ РАЗОРИЕНТИРОВАННЫХ СТРУКТУР ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МАТЕРИАЛОВ

Перевезенцев В.Н., Сарафанов Г.Ф.

*Россия, Нижегородский филиал Института машиноведения им.А.А.Благонравова РАН
pevn@uic.nnov.ru*

KINETIC THEORY OF MISORIENTED STRUCTURES FORMATION DURING PLASTIC DEFORMATION OF MATERIALS

Perevezentsev V.N., Sarafanov G.F.

Abstract

The kinetic approach to the description of misoriented regions of crystal formation close to mesodefьects is developed. The analytical investigation of dislocation ensemble self-consistent dynamic in the field of mesodefьects (wedge disclination and disclination dipole) is made. It is shown that mesodefьects in plastic zone lead to stratification of homogeneous dislocation flow and formate regions with higher dislocation charge density. Such re-distribution of dislocations effectively screen elastic fields of mesodefьects substantially lowering the system energy and create prerequisites for misoriented regions – broken sub-boundaries along extremum lines of dislocation charge. The conditions of microcrack nucleation in the elastic field of disclination screened by distributed dislocation charge are considered. The value of threshold power of disclination when microcrack nucleation take place is defined.

Дан обзор оригинальных результатов аналитических исследований и компьютерного моделирования самосогласованной динамики дислокационного ансамбля в упругих полях мезодефектов, возникающих в границах и стыках зерен вследствие неоднородности пластической деформации материала. Показано, что поля напряжений от мезодефектов (стыковых дисклинаций, диполей клиновых дисклинаций плоских скоплений дислокаций ориентационного несоответствия) вызывают возмущение ламинарного потока дислокаций и формирование областей повышенной плотности дислокационного заряда. Такое перераспределение дислокаций эффективно экранирует упругие поля мезодефектов, понижает энергию системы и создает условия для формирования динамических разориентированных структур, устойчивых к снятию нагрузки. Проанализированы механизмы фрагментации полос скольжения при активном и циклическом нагружении. Рассмотрены условия зарождения микротрещин в упругих полях дисклинации и дисклинационного диполя, экранированных распределенном дислокационном зарядом. Определена пороговая мощность дисклинаций, при которой происходит зарождение микротрещин.

О РАСЧЕТЕ ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ПРИ РАВНОКАНАЛЬНОМ УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ ПО МАРШРУТУ С

Периг А. В., Тышкевич А. В., Бондаренко Е. А., Бондаренко С. И., Аракелов Д. Р.

Украина, Донбасская госуд. машиностроительная академия, alexander.perig@digma.donetsk.ua

CONCERNING ESTIMATION OF DEFORMED STATE DURING EQUAL CHANNEL ANGULAR EXTRUSION VIA ROUTE C

Perig A. V., Tyshkevich A. V., Bondarenko E. A., Bondarenko S. I., Arakelov D. R.

Abstract. The present paper is devoted to the issues of strain accumulation within lead workpiece volume during equal channel angular extrusion (ECAE) via route C by the introduction of rectangular grid techniques. On the basis of additivity of logarithmic strain tensors and physical simulation results, a superposition assumption is proposed which holds that it is possible to estimate strain accumulation for route C by the summation of strain tensor components for symmetrical layers about the longitudinal workpiece axis.

В настоящее время процессы равноканального углового прессования (РКУП) широко применяются в металлургии и машиностроении для интенсивного пластического деформирования металлов, сплавов, композитов, порошковых и полимерных полуфабрикатов [1]. При этом неравномерность распределения деформаций по сечению и по длине обрабатываемых заготовок приводит к снижению качества получаемых изделий [2]. Для экспериментально-теоретического анализа неравномерности деформации при РКУП по маршруту С можно широко использовать возможности физического моделирования с применением исходных кольцевых (рис. 1) и прямоугольных сеток (рис. 2) для пластилиновых (рис. 1) и свинцовых (рис. 2) моделей заготовок. В тоже время экспериментальные методы, основанные на использовании делительных сеток, характеризуются следующими существенными недостатками: 1) оценка меры деформации возможна только в рамках монотонного (или, хотя бы, квазимонотонного) процесса РКУП [3]; 2) исходные делительные сетки практически полностью стираются после трех-четырех проходов деформирования и, следовательно, становятся непригодными для дальнейшего исследования (рис. 1–рис. 2).



Рис. 1. Пластилиновый образец с исходной кольцевой сеткой после трёх проходов РКУП по маршруту С в штампе с $2\theta=75^\circ$, $\varphi=0^\circ$

Целью данного исследования является формулировка общего правила сложения компонентов тензоров логарифмических деформаций при осуществлении многопроходного РКУП по маршруту С.

Некоторые из указанных трудностей могут быть преодолены, если воспользоваться логарифмическими деформациями, вернее свойством аддитивности логарифмических деформаций, которое справедливо, по крайней мере, в главных осях. В силу независимости полей течения материала от предварительной деформированности или отсутствия таковой, характер течения

обрабатываемой заготовки является одинаковым при идентичных граничных условиях. Соответственно при повороте заготовки на 180° между проходами (маршрут С), схема течения слоев материала меняется симметрично и можно утверждать, что поля деформаций получают приращения, аналогичные приращениям для симметричных слоев материала за предыдущий проход. В предположении, что предварительный проков заготовки в процессе первого прохода (рис. 2б) не влияет качественно на формоизменения во втором проходе (рис. 2в), считаем, что симметрично расположенные относительно оси заготовки слои деформируемого материала получили взаимодополнительные деформации, что дает возможность утверждать наличие эффекта суперпозиции логарифмических деформаций для симметрично расположенных слоев заготовки, проходящих одинаковые пути деформирования. Качественно это проявляется в том, что после второго прохода РКУП по маршруту С сетка практически выравнивается и делительная сетка, полученная после второго прохода, практически становится прямоугольной (рис. 2в). Это свидетельствует в пользу дополнительности формоизменений и равномерности полученной проковки после четного числа проходов РКУП по маршруту С. Действительно, если исходная ячейка делительной сетки в главной плоскости является кольцом с диаметром d_0 (рис. 2а), то после первого прохода РКУП (рис. 2б) указанное кольцо трансформируется в эллипс с главными полуосями a и b . В тоже время исходное кольцо, например с диаметром a , после второго прохода РКУП по маршруту С (рис. 2в) превращается в эллипс с полуосями a_1 и b_1 . В таком случае сложение поэтапных деформаций $\epsilon_1^{(I)} = \ln(a/d_0)$ и $\epsilon_1^{(II)} = \ln(a_1/a)$ приводит к результату $\epsilon_1^{(I)} + \epsilon_1^{(II)} = \ln(a/d_0) + \ln(a_1/a) = \ln(a_1/d_0) = \epsilon$. Т.о. из аддитивности тензоров логарифмических деформаций и из симметрии многопроходного деформирования в процессах РКУП по маршруту С следует, что получить накопление логарифмических деформаций возможно суммированием компонентов тензора для симметрично расположенных слоев относительно продольной оси заготовки. Т.е. поля главных деформаций должны быть представлены тензорными суммами для симметричных волокон: 1 и 9; 2 и 8; 3 и 7; 4 и 6 в проведенном опыте (рис. 2).

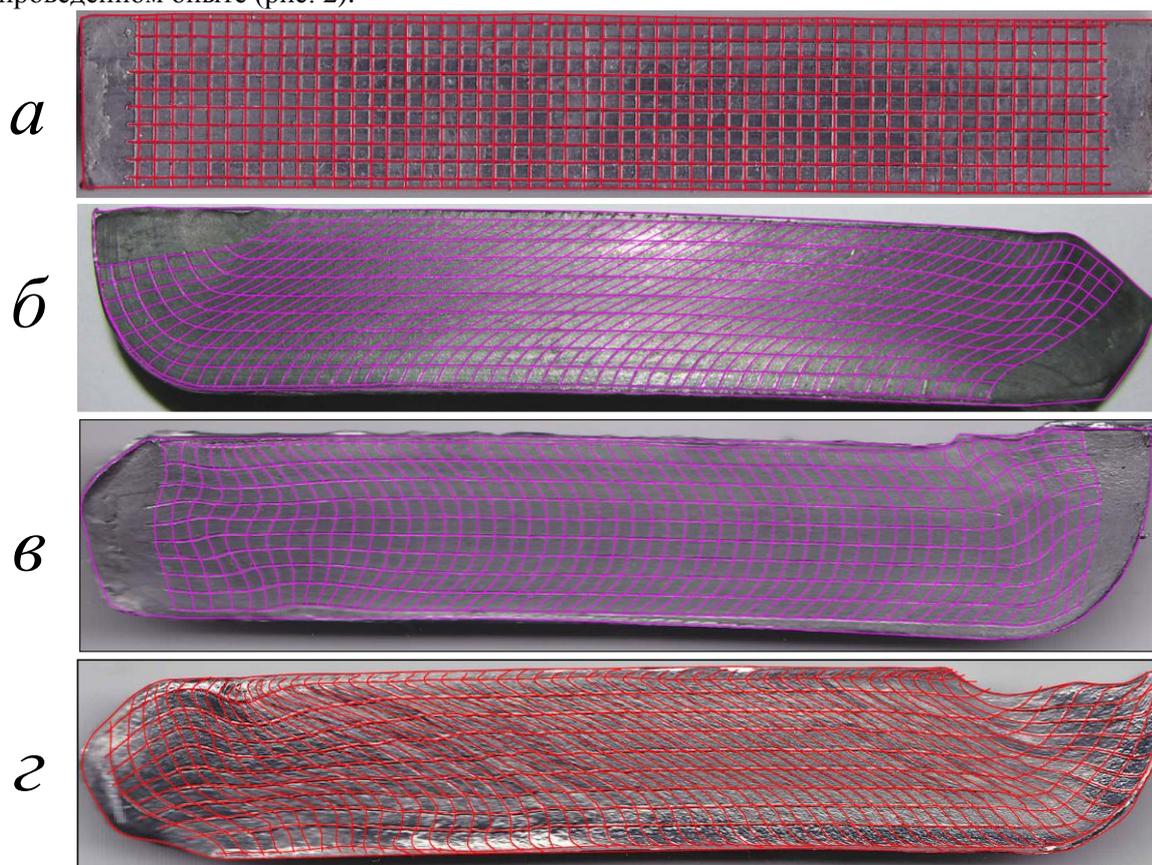


Рис. 2. Свинцовая заготовка с исходной прямоугольной сеткой (а), которая продеформирована при РКУП через штамп с $2\theta=90^\circ$, $\varphi=56^\circ$ после первого прохода (б), второго прохода (в) и третьего прохода (г) по маршруту С

Литература

1. Ferrasse S. Scale up and application of equal-channel angular extrusion for the electronics and aerospace industries / S. Ferrasse, V. M. Segal, F. Alford et al. // *Materials Science and Engineering: A*. – 2008. – Vol. 493. – N. 1-2. – pp. 130-140.
2. Периг А. В. Экспериментально-теоретический анализ основных показателей качества при равноканальном угловом прессовании / А. В. Периг, А. М. Лаптев, А. В. Тышкевич, Е. А. Бондаренко, С. В. Подлесный // *Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением*. – М. : МГТУ «Станкин». – 2010. – С. 14–21. – Библиогр.: С. 21. – ISSN 0234-8241.
3. Ренне И. П. Неравномерность деформации при плоском пластическом течении. Часть 1. Стационарное плоское течение / И. П. Ренне, Э. А. Иванова, Э. А. Бойко, Ю. М. Филигаров. – Тула : Издательство Тульского политехнического института, 1971. – 159 с.

ВЛИЯНИЕ СХЕМЫ ДЕФОРМИРОВАНИЯ НА ФОРМИРОВАНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

Полякова М.А., Голубчик Э.М., Гулин А.Е.

*Россия, ГОУ ВПО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова»,
Walter_chel@mail.ru*

При развитии методов интенсивной пластической деформации (ИПД) для получения ультрамелкозернистых и наноструктур в объемных образцах следует учитывать несколько требований. Это, во-первых, возможность получения ультрамелкозернистых структур, имеющих преимущественно большеугловые границы зерен, поскольку именно в этом случае происходит качественное изменение свойств материалов. Во-вторых, — формирование наноструктур, однородных по всему объему образца, что необходимо для обеспечения стабильности свойств полученных материалов. В-третьих, образцы не должны иметь механических повреждений или разрушений, несмотря на их интенсивное деформирование. Эти требования не могут быть реализованы путем использования обычных методов обработки металлов давлением, таких как прокатка, вытяжка. Классические методы ИПД дискретны, а созданные на их основе непрерывные способы деформирования требуют установки нетехнологичного и дорогостоящего оборудования. Разрабатываемый деформационный способ обработки должен адаптироваться к существующим технологическим схемам производства проволоки, обеспечивать поточность и массовую производительность. Поэтому рассматривается возможность создания метода ИПД на основе комбинирования волочения и кручения, как процесса совместимого со скоростями производства проволоки.

Для формирования наноструктур в объемных образцах необходимыми являются использование специальных механических схем деформирования, позволяющих достичь больших пластических деформаций материалов при относительно низких температурах, а также определение оптимальных режимов обработки материалов.

Широкое применение процесса волочения обусловлено не только простотой процесса, но и рядом других особенностей, связанных, главным образом, с качеством получаемого продукта - проволоки или калиброванной стали. Целесообразность применения волочения для производства этих видов продукции определяется присущими процессу преимуществами: высокая жесткость волочильного инструмента (волоки) позволяет получать длинномерные изделия высокой точности; в процессе волочения повышаются прочностные свойства проволоки за счет упрочнения; изделия после волочения имеют высокую чистоту поверхности, особенно после волочения на жидких смазках.

Напряженное состояние в очаге деформации при волочении проволоки определяется характером деформации. На рисунке 1 показана схема главных напряжений и деформаций. На каждый элементарный объем в очаге деформации действуют растягивающие напряжения в продольном направлении σ_1 и сжимающие в радиальном σ_r и окружном σ_θ направлениях. Ввиду симметричности напряженного состояния при волочении окружное и радиальные напряжения равны.

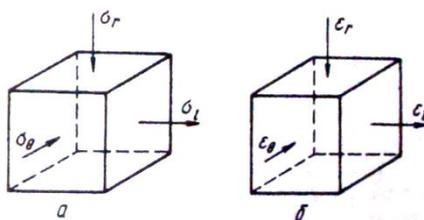


Рисунок 1 – Схема главных напряжений (а) и главных деформаций (б)

Наложение на заготовку кручения, приведет к созданию в очаге деформации сложного напряженно-деформированного состояния. Установка, реализующая такое комбинирование, была сконструирована на кафедре машиностроительных и металлургических технологий в Магнитогорском государственном техническом университете им. Г.И. Носова. Предварительные эксперименты показали повышение прочностных и пластических свойств, относительно волочения.

На рисунке 2 представлена структура проволоки из стали марки 75 после волочения. Микроструктура состоит из феррито-карбидной смеси и структурно-свободного феррита, расположенных по границам неравномерных по размеру перлитных колоний. Зерна вытянуты в направлении волочения. Структура без видимых внутренних дефектов. Цементитные пластины не разрушены.

В результате комбинированной деформации волочением и кручением характер структуры изменяется. Цементитные пластины дробятся, происходит образование полос сброса, начинается фрагментация зерен.

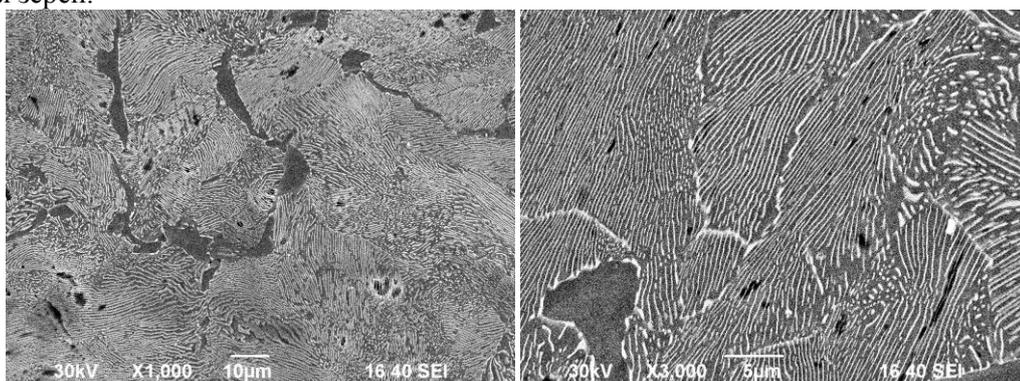


Рисунок 2 - Структура стали марки 75 после отжига и волочения

Была проведена серия экспериментов по исследованию влияния интенсивности деформации на процесс измельчения зерен. При одинаковой степени деформации волочением увеличивали степень деформации кручением. Установлено, что происходит дальнейшая деформация цементитных пластин и дробление зерен. Цементитные пластины сильно изогнуты. Границы зерен сильно изогнуты и деформированы. Структура однородная во всем объеме, без несплошностей, пор и внутренних трещин (рисунок 3).

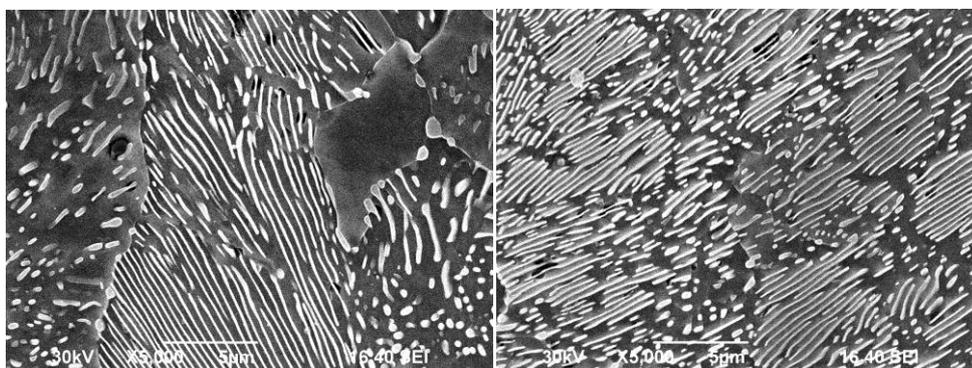


Рисунок 3 – Микроструктура стали марки 75 при увеличении степени деформации кручением

В результате комплекса работ был спроектирован непрерывный способ получения проволоки с повышенным комплексом механических свойств. Создана установка, реализующая данный метод. После проведения предварительных испытаний было достигнуто повышение временного сопротивления разрыву на 6 %, а также повышение относительного сужения в два раза у проволоки из стали 75 относительно свойств, которые имеет проволока после волочения.

Новый метод не требует создания нового, сложного и дорогостоящего оборудования. Может быть применен в действующей технологии производства проволоки, так как совместим с ее скоростями. На данный метод подана заявка на изобретение. Получена приоритетная справка.

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЗАКРЫТОГО ВЫДАВЛИВАНИЯ ТРУБНЫХ ЗАГОТОВОК ПО СХЕМЕ «ПЕСОЧНЫЕ ЧАСЫ»

Попов И.П., Каргин В.Р.

Российская Федерация. Самара

Самарский государственный аэрокосмический университет им. академика С.П. Королёва (национальный исследовательский университет), vrkargin@mail.ru, igr_popov@mail.ru

COMPUTER MODELING OF THE CLOSED EXPRESSION OF TRUMPET PREPARATIONS UNDER THE SCHEME A SAND-GLASS

Popov I.P., Kargin V.R.

Certainly-element modeling of intensive plastic deformations at the closed expression of trumpet preparations in program Deform-2D is spent

Одним из методов интенсивной пластической деформации для получения субмикроструктурных и нанокристаллических структур является схема «песочных часов». Для реализации этой схемы предложен штамп для закрытого выдавливания, рис. 1, состоящий из контейнера 2 с выступом 6 трапецеидальной формы и круглой оправки 1, образующей с контейнером полый цилиндрический канал, сужающийся в зоне выступа. Внутри канала размещают трубную заготовку 3 и два пуансона 4 и 5, с помощью которых производят заполнение металла заготовки узкой части полости и создание всестороннего неравномерного сжатия. Далее контейнер 2 с выступом 6 перемещают вверх-вниз вдоль круглой оправки, как по направляющей, при фиксированном положении пуансонов, что обеспечивает интенсивные пластические деформации трубной заготовки.

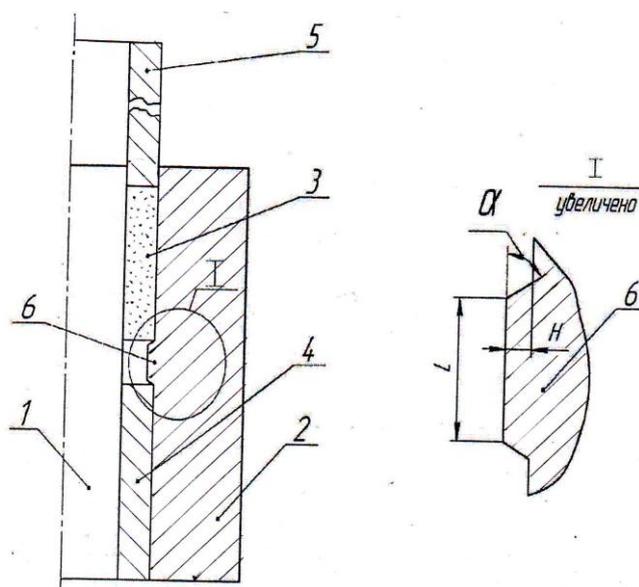


Рис. 1

Проведено компьютерное моделирование закрытого выдавливания трубной заготовки в программном комплексе DEFORM-2D со скоростью 1 мм/сек и коэффициентом вытяжки 1,29. Числовой расчёт формоизменения производили на алюминиевой заготовке АД0 с размерами: наружный диаметр 19,5 мм, толщина стенки (t_0) 4 мм, длина 25 мм. Геометрические параметры выступа: $\alpha = 30^\circ$, $H = 0,75$ мм, $L = 5,5$ мм.

В результате моделирования установлено, что интенсивным пластическим деформированиям подвергается весь объём трубной заготовки. Деформация по толщине стенки неравномерна. Наиболее деформированы периферийные, наименее – внутренние слои, рис. 2. За один цикл деформирования, накопленная интенсивность деформации ϵ_i в среднем по толщине заготовки составляет 1,2.

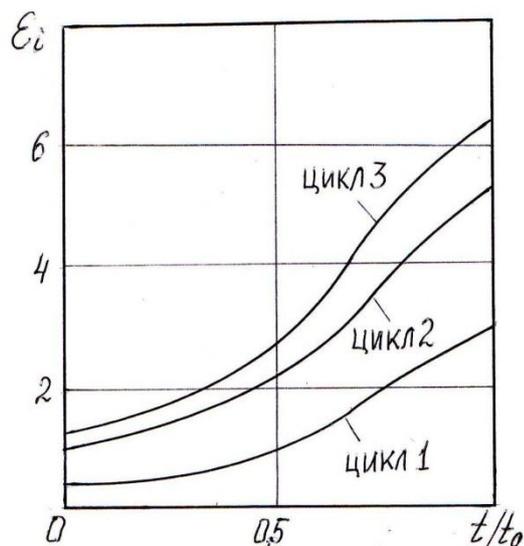


Рис. 2

При закрытом выдавливании преобладает схема плоскодеформированного состояния, так как деформация в окружном направлении близка к нулю.

Измельчение зёрен заготовки происходит при холодной деформации за счёт сдвиговых деформаций, больших по абсолютной величине, чем меридиональные и осевые деформации. Экстремальных значений сдвиговые деформации достигают на кромках выступа, создающего вихревое течение металла.

Наибольших значений интенсивность напряжений σ_i достигает в областях, прилегающих к деформирующему выступу, а наименьших значений в области, прилегающей к пуансону, от которого удаляется выступ, а также в области, расположенной в суженной части гравюры штампа. Это и есть области активной и затруднённой деформации.

Как показали расчёты за пять-шесть циклов закрытого выдавливания накопления интенсивность пластических деформаций достигает до 6-8, что, согласно литературным данным, позволяет получить субмикроструктурную структуру без изменения размеров исходной трубной заготовки.

ПЕРСПЕКТИВЫ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ МЕТОДОВ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ВЫСОКОПРОЧНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ В ПРОМЫШЛЕННЫХ МАСШТАБАХ

Рааб Г.И.

Россия, НИИ ФПМ Уфимский государственный авиационный технический университет, НИИ ФПМ 450000, г.Уфа, Карла Маркса, 12, giraab@mail.ru

In this work there has been performed analysis of the most important problems, which hinder production of UFG materials with the help of plastic structure formation techniques, and have been determined ways for solution of these problems.

В последние годы активно исследуются методы пластического структурообразования, например, интенсивная пластическая деформация, позволяющая в условиях холодной и теплой деформации измельчать структуру до размера зерен в сотни и даже десятки нанометров. Такие структурные изменения приводят к значительному повышению прочности, практически, в 2-2.5 раза в чистых металлах и на 50-80% в сплавах. Как правило, пластичность таких материалов снижается пропорционально повышению прочности и получение одновременно пластичных и высокопрочных состояний, для массовой продукции, представляет серьезную проблему. Это обстоятельство, ограничивает их дальнейшее использование, например, в качестве конструкционных материалов. Существует проблема стабильности свойств материалов с ультрамелкозернистой (УМЗ) и нано структурой (НС) как в процессе их получения, так и эксплуатации. Выявлено влияние масштабного фактора на размер формируемых зерен. Имеется дефицит эффективных методов пригодных, как по производительности, так и экономической целесообразности для выпуска массовой продукции. Представленные факторы значительно сдерживают широкое производство и использование УМЗ и НС металлических материалов.

Исходя из вышесказанного, необходимо выявить наиболее важные условия пластического воздействия на структурные изменения, что бы исключить или ослабить негативные тенденции, как в процессе производства высокопрочных материалов, так и при их эксплуатации.

Известно, что высокую термостабильность демонстрируют структуры с высокоугловыми равновесными границами и правильными тройными стыками. Теоретически, обеспечить такое состояние границ возможно за счет пост термического воздействия в регламентированном диапазоне температур или при реализации температурно-скоростного диапазона деформации близкого к условиям прохождения динамической рекристаллизации, т.е. строго регламентированное термомеханическое воздействие (ТМО). ТМО довольно часто используют при прессовании и прокатки для повышения эксплуатационной прочности и пластичности за счет формирования регламентированных структур, в том числе и рекристаллизованных мелкозернистых с размером зерен микронного диапазона. Однако для УМЗ состояний, условия получения термически устойчивых структур и высокого комплекса пластических и прочностных свойств не достаточно изучены, что является перспективным направлением дальнейших исследований. Некоторые результаты работ в этом направлении будут обсуждены в докладе.

Распространенный метод ИПД РКУП обеспечивает однородность деформации и высокую однородность УМЗ структур, однако позволяет получать заготовки только с соотношением длины к диаметру до 7-8 и имеет ограничения по пределу измельчения и технологичности. Использование непрерывного РКУП по схеме конформ (РКУП-К) снимает только проблему ограниченной длины заготовок. Для достижения более высоких свойств, как правило, используют комбинированную обработку (КО), включающую РКУП-К и последующую прокатку, волочение и т.д., что для некоторых УМЗ материалов ограниченных серий, например медицинского применения, экономически оправдано, но такая КО обладает не достаточной технологичностью для массового производства, из-за отсутствия серийного оборудования РКУП и наличия трибологических проблем, присущим несимметричным схемам прессования. Поэтому требуется разработка новых высокопроизводительных методов, желательно в рамках известных методов ОМД, использующихся для получения массовой продукции, таких как прокатка, волочение и др. В этой связи, в докладе будет представлен анализ новых перспективных процессов получения массовой УМЗ продукции.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ В АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

Сахаров Н.В., Чувильдеев В.Н.

Россия, Научно-исследовательский физико-технический институт
ГОУ ВПО «Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского»,
nvsaharov@nifti.unn.ru

STUDY OF RECRYSTALLIZATION PROCESS IN ALUMINIUM ALLOYS, SUBJECTED TO EQUAL CHANNEL ANGULAR PRESSING

Saharov N.V., Chuvildeev V.N.

Two aluminium alloys containing different amount of magnesium are investigated. Both alloys are subjected to equal-channel angular pressing (ECAP) using B_C route. The microstructure of cast and post-ECAPed materials is investigated using optical and electron microscopy and X-Ray microanalysis. Average grain size is measured and it's value dependently on the temperature of annealing is plotted. It is found that recrystallization starts at about 300 °C in ultra-fine grained alloys.

В работе исследована микроструктура промышленных сплавов АМг-6 и АМг-2 в литом и микрокристаллическом (МК) состоянии. Для формирования МК структуры использовалась методика равноканального углового прессования, 6 циклов, режим B_C . Температура прессования варьировалась от 125°C до 200°C (АМг-2) и от 150°C до 220°C (АМг-6). Исследование структуры проводилось по стандартным металлографическим методикам с использованием оптического и электронного микроскопов и рентгеновского микроанализатора. В литых сплавах наблюдается химическая неоднородности, наследуемая МК сплавами. В литом состоянии по границам зерен располагаются крупные частицы фаз Mg_2Si и $(FeMn)_3Si_2Al_{15}$. В МК сплавах крупные частицы разбиваются на мелкие. Также наблюдаются мелкие частицы (менее 1 мкм).

Построена зависимость размера зерна от температуры отжига (рисунок 1). Кривая имеет трехстадийный характер. На первой стадии до температуры 275°C (АМг-6) и 250°C (АМг-2) размер зерен остается почти неизменным. Вторая стадия, продолжающаяся до температуры 300°C для обоих сплавов, характеризуется интенсивным ростом зерен. Кинетика роста описывается экспоненциальным законом. На третьей стадии наблюдается медленный подъем кривой, характерный для собирательной рекристаллизации.

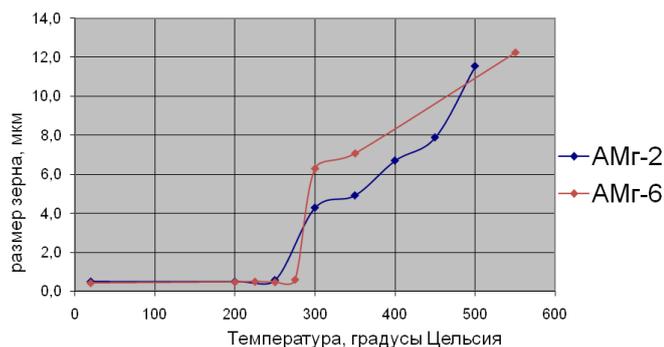


Рис.1. Зависимость размера зерна от температуры отжига для сплавов АМг-2 и АМг-6

По результатам исследования построены зависимости размера зерна от времени изотермического отжига МК сплава АМг-2. Температура отжига равна $T=290^{\circ}C$. Также показано, что рост зерен на второй стадии носит аномальный характер: на фоне матрицы мелких зерен вырастают несколько крупных, превосходящие мелкие по размеру в несколько раз. Объемная доля крупных зерен изменяется по экспоненциальному закону.

Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 годы» (проект № П441).

АКУСТИЧЕСКИЕ И СТРУКТУРНЫЕ СВОЙСТВА НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО И УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО ТИТАНА VT1-0 ПОЛУЧЕННОГО ИНТЕНСИВНОЙ КРИОПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ

Семеренко Ю.А., Москаленко В.А., Смирнов А.Р.

Физико-технический институт низких температур им. Б.И. Веркина НАН Украины
пр. Ленина 47, 61103 Харьков, Украина, e-mail: semerenko@ilt.kharkov.ua

ACOUSTIC AND STRUCTURE PROPERTIES OF THE HIGH CRYODEFORMED COMMERCIAL PURITY TITANIC ALLOY

Semerenko Yu.A., Moskalenko V.A., Smirnov A.R.

In the temperature range 5÷325 K, the temperature dependences of decrement, dynamic Young's modulus in a nanocrystalline Ti are investigated. Acoustic measurements were carried out by flexural vibration technique at frequencies 1.4÷3.7kHz. The grain size (30÷50 nm) was determined using electron microscopic technique. The effect of plastic deforming 120÷230% at 80K and 293K, annealing at 525÷940K on parameters of low-temperature internal friction and the related dynamic Young's modulus was studied. □

Одним из перспективных направлений получения наноструктурного состояния в титане является метод криомеханической обработки [Ошибка! Источник ссылки не найден.].

В области температур 5÷325K изучены температурные зависимости декремента $\delta(T)$ и динамического модуля Юнга $E(T)$ нано- и ультрамелкокристаллического Ti технической чистоты VT1-0. Акустические измерения были выполнены методом резонансной механической спектроскопии с электростатическим возбуждением свободного образца на частоте изгибных колебаний 1.4÷3.7 кГц в амплитудно-независимой области звуковой деформации $\epsilon_0 \sim 10^{-7}$. Используемый в работе метод неразрушающей механической спектроскопии сочетает высокую структурную чувствительность, избирательность и точность. Исследованные образцы в форме тонких пластин 22×4×0.1÷0.3мм были вырезаны из более массивных холоднокатаных заготовок. В процессе акустических измерений температура измерялась с точностью 50 мК при помощи Cu-константановой термопары, AsGa термометра и резистивного нагревателя. Скорость изменения температуры составляла ~ 1 К/мин.

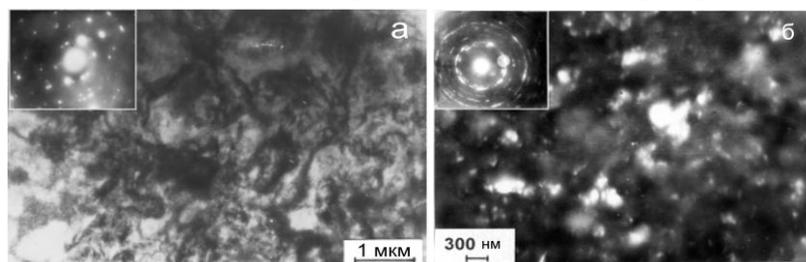


Рис. 1. Темнопольное электронномикроскопическое изображение Ti технической чистоты VT1-0 после деформации $\epsilon = 1.8$: а) при 290К, б) при 100 К.

Субструктурное состояние образцов формировалось деформированием при температурах 100 и 290 К до значений истинных деформации $\epsilon = 1.2\div 1.9$ и последующих отжигов при 525, 720 и 940 К [Ошибка! Источник ссылки не найден.]. Электронно-микроскопические исследования показали, то внутризеренная субструктура Ti после деформации при 290 К характеризуется скоплениями дислокаций высокой плотности, что приводит к появлению многочисленных изгибных экстинционных контуров (рис. 1а), указывая на высокий уровень внутренних напряжений. Размер таких областей от долей микрона до нескольких микрон. В субструктуре криодеформированного материала преобладают области когерентного рассеяния (ОКР) размером 30÷50 нм (рис. 1б). После криодеформации $\epsilon = 1.2$ ОКР наблюдаются преимущественно в виде кластеров; с увеличением степени деформации кластеры распадаются и ОКР распределяются достаточно однородно. Генезис ОКР обусловлен процессами многократного передвойникового титана в условиях

низкотемпературной деформации [Ошибка! Источник ссылки не найден.]. На рис. 2 показана волюция гистограмм распределения размеров ОКР в образце ВТ1-0 после криодеформации $\epsilon=1.9$ и последующих отжигов 525 и 940 К [2].

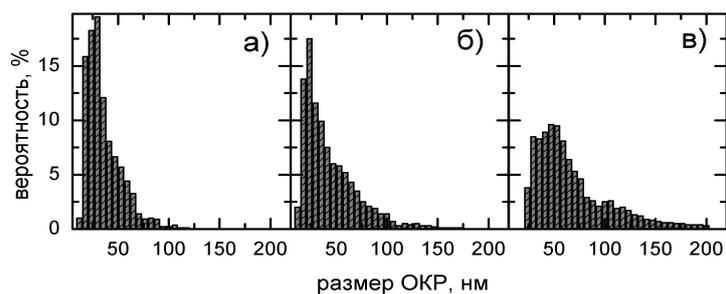


Рис. 2. Гистограммы распределения размеров ОКР в образце ВТ1-0 после криодеформации $\epsilon=1.9$ и последующих отжигов [Ошибка! Источник ссылки не найден.]: а) исходный образец стинная деформация $\epsilon=1.9$ при 100 К, средний размер зерна 36 нм; б) отжиг 525 К 45 мин, средний размер зерна 43 нм; в) отжиг 720 К 45 мин, средний размер зерна 70 нм.

Создание деформационных микроструктур приводит к появлению при температуре $\approx 230\text{K}$ пика P_1 на зависимостях $\delta(T)$ (см. рис 3). На зависимости $E(T)$ ему отвечает размытая ступенька. Повышение степени деформации приводит к уширению и увеличению амплитуды пика P_1 , в криодеформированных образцах амплитуда пика P_1 существенно выше. Серия отжигов при 525, 720 и 940К последовательно снижает (вплоть до исчезновения) высоту пика и температуру локализации. Пик P_1 существенно шире дебаевского пика и является частотно зависимым – при повышении частоты механических колебаний образца он сдвигается в область более высоких температур, что говорит о его термоактивируемом характере. Оценки активационных параметров P_1 : энергия активации $U \approx 0.38$ эВ и период попыток $\tau_0 \approx 2 \cdot 10^{-13}$ с согласуются с [Ошибка! Источник ссылки не найден.]. Совокупность свойств P_1 позволяет говорить о его дислокационно-деформационной природе и высокой структурной чувствительности системы релаксаторов, ответственных за возникновение пика. Различия в характере формируемых микроструктур материала, обусловленные различными механизмами деформации при 100 К и 290 К, позволяют говорить об отсутствии связи этого релаксационного резонанса с внутризеренной микроструктурой.

Криодеформированные образцы обладают рядом особенностей: 1) в области $43 \div 78\text{K}$ наблюдается пик поглощения P_2 . Увеличение степени криодеформации приводит к сужению пика P_2 и снижению температуры его локализации. Отжиг при 525 К снижает высоту и температуру локализации пика P_2 . После отжига при 720 К пика P_2 практически не наблюдается. Пик P_2 также является частотно зависимым – при повышении частоты механических колебаний образца он сдвигается в область более высоких температур, что говорит о его термоактивируемом характере. Оценки активационных параметров пика P_2 $U \approx 0.03$ эВ и $\tau_0 \approx 2 \cdot 10^{-11}$ с. 2) в области низких температур в криодеформированных образцах модуль упругости E на $\Delta E \approx 0.8-1.2\%$ меньше чем в отожженных образцах, при этом величина ΔE тем больше чем больше степень криодеформации. Отжиг при 525 К снижает ΔE , а после отжига при 720 К низкотемпературные части температурных зависимостей $E(T)$ криодеформированных и отожженных образцов практически совпадают.

При повышении температуры наблюдается достаточно сильный рост фонового поглощения. Принимая во внимание высокую температурную чувствительность фонового поглощения, можно считать его частично обусловленным неконсервативным вязким движением дислокаций [Ошибка! источник ссылки не найден.].

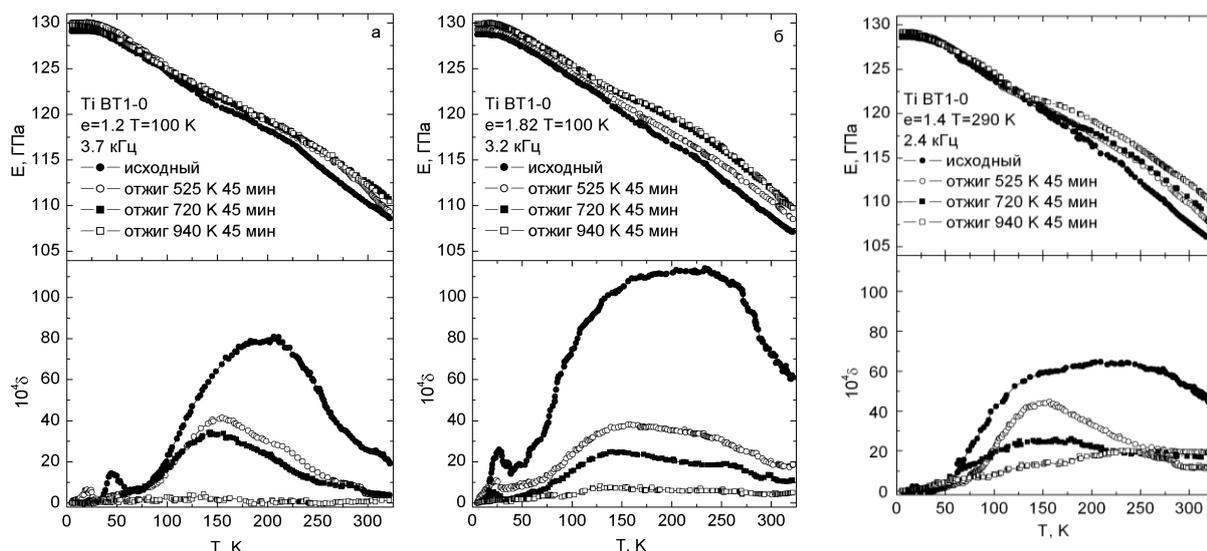


Рис. 3. Температурные зависимости декремента $\delta(T)$ и динамического модуля Юнга $E(T)$ сплава ВТ1-0: а) $e=1.2$, б) $e=1.82$ (нанокристаллический, криодеформация); в) ультрамелкокристаллический, деформация при 290К. Температурные зависимости $\delta(T)$ показаны с учетом фонового поглощения.

Литература

1. В.А. Москаленко, А.Р. Смирнов, А.В. Москаленко, ФНТ 35, №11, 1160 (2009).
2. V.A. Moskalenko, V.I. Startsev, V.N. Kovaleva, Cryogenics 20, 507 (1980).
3. I.S.Golovin, T.S.Pavlova, S.B.Golovina, H.R.Sinning, S.A.Golovin, Mater.Sci.&Eng. A442, 165 (2006).
4. В. С. Постников, Внутреннее трение в металлах, Металлургия, Москва (1974).

АКУСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОСТРУКТУРНОГО СПЛАВА $NI_{80}FE_{20}$ В ОБЛАСТИ ТЕМПЕРАТУР 5-430 К

Семеренко Ю.¹, Табачникова Е.¹, Лиав П.²

¹Физико-технический институт низких температур им. Б.И. Веркина НАНУ
пр. Ленина, 47, г. Харьков, 61103, Украина
E-mail: semerenko@ilt.kharkov.ua

²Department of Materials Science and Engineering, University of Tennessee
Knoxville, Tennessee 37996, USA

ACOUSTIC PROPERTIES OF THE NANOCRYSTALLINE ALLOY $NI_{80}FE_{20}$ IN THE TEMPERATURE RANGE 5÷430 K

Semerenko Yu., Tabachnikova E., Liaw P.

In the temperature range 5÷430 K the temperature dependences of decrement and dynamic Young's modulus in a nanocrystalline alloy $NI_{80}FE_{20}$ are investigated. Acoustic measurements were carried out by flexural vibration technique at frequency 0.4 kHz. The grain size (30÷50 nm) was determined using electron microscopic technique. The effect of annealing at 430K on parameters of low-temperature internal friction and the related dynamic Young's modulus was studied.

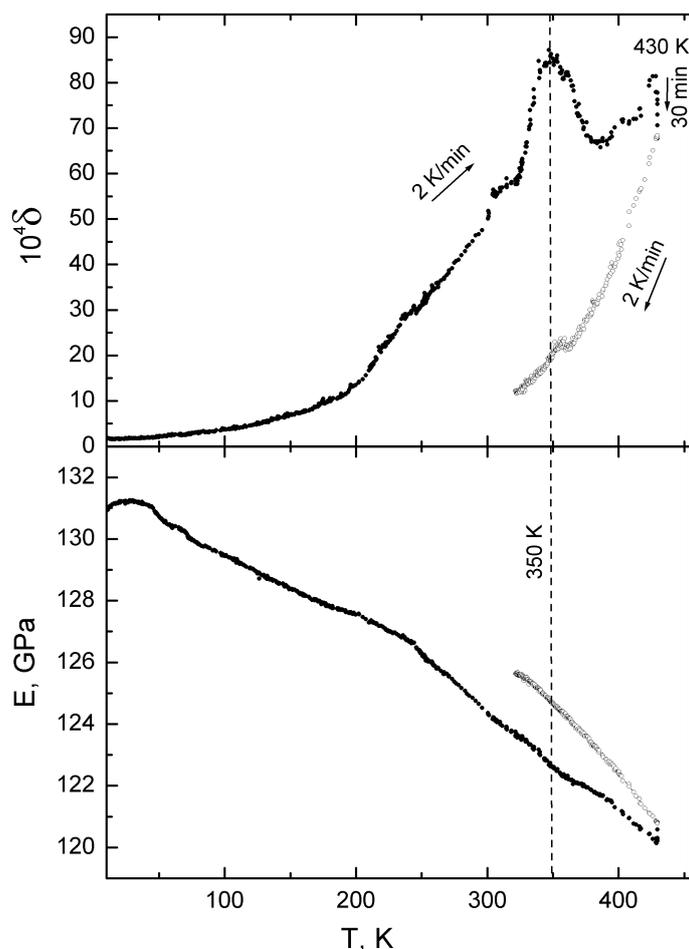


Рис. Температурные зависимости логарифмического декремента колебаний $\delta(T)$ и динамического модуля Юнга $E(T)$ наноструктурного сплава $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ полученного методом электроосаждения

В настоящей работе впервые в области температур 5-430 К изучены температурные зависимости акустических свойств наноструктурного сплава $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ полученного методом электроосаждения [1].

Акустические измерения выполнены методом механической резонансной спектроскопии с электростатическим возбуждением изгибных колебаний консольно закрепленного образца на частоте 400 Гц в амплитудно-независимой области звуковой деформации $\varepsilon_0 \sim 10^{-7}$. Используемый в работе метод неразрушающей механической спектроскопии сочетает высокую структурную чувствительность, избирательность и точность. Исследованные образцы в форме тонких прямоугольных пластин $20 \times 3 \times 0.25$ мм были вырезаны из более массивных заготовок. В процессе акустических измерений температура измерялась с точностью 50 мК при помощи Si-константановой термопары, AsGa термометра и резистивного нагревателя. Скорость изменения температуры составляла ~ 2 К/мин.

Изучались температурные зависимости логарифмического декремента колебаний δ (см. рис.) и резонансной частоты основной моды колебаний образца f . Динамический модуль Юнга $E(f, T)$

рассчитывался по формуле $E = f^2 \cdot 38.3118 \frac{\rho \cdot l^4}{h^2}$ [2], где ρ - плотность, l - длина и h - толщина образца. Принимая в качестве ρ теоретическое значение 8.65 г/см^3 и считая, что значение температурного коэффициента линейного расширения наноструктурного материала близко к

значению для крупнозернистого поликристалла $\alpha = 12 \cdot 10^{-6}$ К, получим температурную зависимость динамического модуля Юнга $E(f, T)$ приведенную на рисунке.

При первом нагреве образца со скоростью 2К/мин от 5К до 430К в области температур ~ 350 К был зарегистрирован широкий пик поглощения и соответствующая ему ступенька дефекта модуля. Далее образец выдерживался в течение 30 минут при 430К. При последующем охлаждении со скоростью 2К/мин было обнаружено, что отжиг при 430 К привел к практически полному исчезновению релаксационного резонанса, природа которого остается пока не выясненной.

Литература:

1. Hongqi LI, Peter K. Liaw, Hahn Choo and Amit Misra, Appl. Phys. Lett. 93, 051907 (2008).
2. Ф.М. Морс, Колебания и звук, ГИТТЛ. М.-П. 1949.

ВЛИЯНИЕ ТЕКСТУРЫ НА ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВА МА2-1 ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ И ОТЖИГА

Серебряный В.Н., Добаткин С.В.

Россия, Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, vns@imet.ac.ru.

TEXTURE EFFECT ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF THE MA2-1 ALLOY AFTER EQUAL CHANNEL ANGULAR PRESSING AND ANNEALING

Serebryany V.N., Dobatkin C.V.

The different regimes of equal channel angular pressing (ECAP) by routes A, C and Bc with the following annealing have been used for grain refinement with the consequent grain growth to the initial state and texture modification in order to study the effect of texture on the level of mechanical properties of extruded and annealed Mg-Al-Zn alloy.

Деформируемые высокопрочные магниевые сплавы системы Mg-Al-Zn-Mn, к которым относится сплав МА2-1, обладают низкой пластичностью при комнатной температуре испытаний из-за ограниченного количества действующих систем деформации. Как правило, в магниевых сплавах преобладает базисное скольжение, которое способствует при традиционных способах деформирования (прокатка, прессование и т.д.) формированию острой базисной текстуры, тормозящей в дальнейшем данное базисное скольжение. Равноканальное угловое прессование (РКУП) значительно измельчает микроструктуру и радикально изменяет текстуру в данном магниевом сплаве [1]. С помощью отжига после РКУП можно восстановить микроструктуру магниевых сплавов до исходного состояния, текстура при этом, как правило, изменяется незначительно [2]. Таким образом, появляется возможность оценить отдельно влияние текстуры на изменение уровня механических свойств данных сплавов.

Целью настоящей работы является изучение влияния текстуры на изменение механических свойств в магниевом сплаве МА2-1 после различных режимов РКУП и отжига.

Образцы магниевое сплава МА2-1 размером 20x20x150 мм подвергали РКУП по различным режимам А, С и В_c с последующим отжигом [1]. Для исследования текстуры, структуры и механических свойств из центрального продольного сечения прессованного образца вырезали пластины размером 1x20x150 мм. Текстуру исследовали на рентгеновском текстурдифрактометре ДРОН-7 в CuK_{α} -излучении методом «на отражение» с помощью съемки шести неполных полюсных фигур {00.4}, {20.0}, {10.1}, {10.2}, {10.3}, {11.0} с максимальным углом наклона $\alpha_{\max} = 70^\circ$ и с шагом по углам α и β , равным 5° (α и β – радиальный и азимутальный углы на полюсной фигуре). Функцию распределения ориентировок (ФРО) и объемные доли основных ориентировок рассчитывали методом аппроксимации большим числом Гауссовских нормальных распределений [3]. Структуру сплава

исследовали на оптическом микроскопе Neophot-2. Механические свойства определяли по результатам испытаний на растяжение на машине Instron-1165 при комнатной температуре.

Текстура исходного состояния сплава характеризуется, в основном, острой квазиаксиальной базисной компонентой с объемной долей 64%. Микроструктура сплава – рекристаллизованная со средним размером зерна $\approx 9,8$ мкм. После РКУП с последующим отжигом (режимы 4АО, 4СО и 4ВсО) средний размер зерна сплава мало отличался от исходного состояния и для режимов 4АО, 4СО и 4ВсО составлял, соответственно, 9,8, 10,3 и 9,5 мкм. Текстура, напротив, кардинально изменяется и зависит от режимов РКУП. После режима 4АО она характеризуется набором ориентировок с суммарной объемной долей 20%, главные из которых {101; 90; 0}, {117; 90; 0} и {81; 74; 0}. После режима 4СО текстура характеризуется набором ориентировок с суммарной объемной долей 24%, главные из которых {64; 85; 0} и {107; 80; 0}. После режима 4ВсО текстура характеризуется набором ориентировок с суммарной объемной долей 17%, главные из которых {117; 87; 0}, {116; 68; 0} и {68; 78; 0}.

Механические свойства исходного состояния и после различных режимов РКУП и отжига представлены на Рис.1. Видно, что после режима 4АО падают значения всех механических свойств, а после режимов 4СО и 4ВсО предел прочности и относительное удлинение возрастают, а предел текучести продолжает уменьшаться.

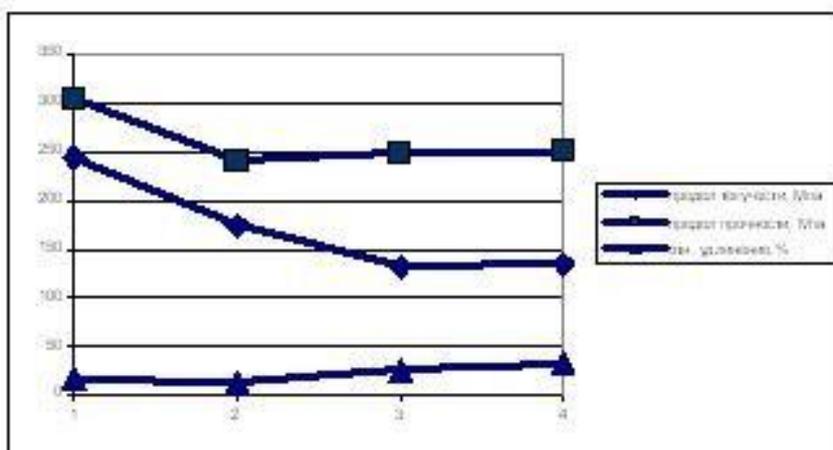


Рис.1. Механические свойства после различных режимов РКУП и отжига: 1-исходное состояние; 2- режим 4АО; 3- режим 4СО; 4-режим 4ВсО.

Таблица 1. Ориентационные факторы M и N и механические свойства после различных режимов РКУП и отжига.

Режим обработки	M	N	$(M+N)/2$	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
4АО	7,1	6,3	6,7	174	241	13.1
4СО	7,1	6,0	6,55	132	248	26.1
4ВсО	6,8	6,2	6,5	134	250	33.4

Для оценки влияния текстуры на механические свойства использовали ориентационные факторы M и N для базисного и призматического скольжения, рассчитанные из обобщенных факторов Шмида, используя приведенные выше объемные доли основных ориентировок [4]. В Таблице 1. приведены значения ориентационных факторов вместе со значениями предела текучести и прочности и относительного удлинения для разных режимов РКУП с последующим отжигом. Результаты, приведенные в Таблице 1, показывают, что в последовательности режимов обработки магниевого сплава 4АО-4СО-4ВсО с уменьшением усредненного ориентационного фактора понижается предел текучести и увеличивается относительное удлинение, а также слегка повышается предел прочности. В этом и заключается влияние текстуры на механические свойства сплава. Следует также отметить, что выявленные изменения механических свойств для режима 4СО связаны с формированием текстуры, обеспечивающей активизацию призматического скольжения (ориентационный фактор N – минимален), для режима 4ВсО – с формированием текстуры,

обеспечивающей одновременную активизацию и базисного и призматического скольжения (ориентационный фактор M – минимален, фактор N меньше, чем для режима 4АО).

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант 11-03-00335-а).

1. В.Н. Серебряный, В.И. Копылов, А.С. Гордеев, В.Н. Тимофеев, С.В. Добаткин, Перспективные материалы, 2008, спец. вып. (6), ч.1, с. 333-337.
2. M. Mukai, M. Yamanoi, H. Watanabe and K. Higashi, Scripta Materialia, 2001, Vol.45, p.89-94.
3. С.Ф. Куртасов, Заводская лаборатория, 2007, Т. 73, № 7, с. 29-35.
4. В.Н. Серебряный, Т.М. Иванова, В.И. Копылов, С.В. Добаткин, Н.Н. Позднякова, В.А. Пименов, Т.И. Савелова, Металлы, 2010, № 4, с. 82-92.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ СПЛАВОВ С ГПУ СТРУКТУРОЙ В ПРОЦЕССЕ РКУП

Скрябина Н.Е.^а, Пинюгжанин В.М.^а, Фрюшар Д.^б, Жирард Ж.^б

^а Пермский государственный университет, Пермь, Россия, natskryabina@mail.ru

^б Dept. MCMF, Institut Neel & CRETA, Grenoble, France, daniel.fruchart@grenoble.cnrs.fr

REGULAR OF FORMATION OF MICROSTRUCTURE IN ALLOYS WITH HCP STRUCTURE IN THE PROCESSING ECAP

Skryabina N.E., Pinugjanin V.M., Fruchart D.^б, Girard G.^б

Abstract. Evolution of grain structure of magnesium AZ31 alloy during equal channel angular pressing (ECAP) at different temperatures is researched. It is shown that ECAP leads to forming of very inhomogeneous structure. For the deformation at the temperatures between $20 \div 200^\circ \text{C}$ microhardness changes linearly with respect to square root of grain size. At the temperature of 300°C dynamic recrystallization occurs, there are no explicit signs of plastic deformation in this case.

Для гексагональных металлов сравнительно сложно добиться однородности структурного состояния в процессе пластической деформации, поскольку данные металлы, в отличие от кубических, имеют всего четыре системы скольжения – в плоскости базиса $\{0001\}$, призмы $\{10\bar{1}0\}$, пирамиды первого рода $\{10\bar{1}1\}$ и пирамиды второго рода $\{11\bar{2}2\}$. Каждой из систем скольжения присуще собственное значение энергии активации, наименьшее значение которой соответствует скольжению в базисной плоскости. Реализация деформации в других системах скольжения бывает затруднена, что и приводит к неоднородному развитию пластической деформации и формированию текстуры материала, еще больше усиливая неоднородность структуры.

Известно, что повышение температуры, при которой осуществляется интенсивная пластическая деформация (ИПД) до определенного порогового значения, приводит к динамической рекристаллизации в деформируемом образце. Таким образом, в материале одновременно сосуществуют два потенциальных механизма формирования микроструктуры: интенсивная пластическая деформация и рекристаллизация.

Установлено, что при двух проходах РКУП минимальный размер зерна достигается в интервале температур $200 - 250^\circ \text{C}$ и составляет 2 мкм. Параллельно проведенные измерения микротвердости, расчет величины блоков и микроискажений позволили предположить, что в этом же интервале находится и температура рекристаллизации деформируемого сплава. Для дальнейших исследований по влиянию количества проходов (степени деформации) была выбрана температура нагрева матрицы 250°C , которая позволяла осуществить требуемое количество проходов без разрушения заготовки.

Установлено, что в исходном состоянии микроструктура сплава AZ31 представлена равноосными зёрнами величиной ~ 27 мкм. Увеличение количества проходов РКУП приводит к существенному измельчению зерна уже во втором цикле деформации. Последующее увеличение

количества проходов (до 9) практически не влияет на среднюю величину зерна сплава. Минимальный размер зерна при этом достигает 5 мк. В работе сопоставлен характер изменения областей когерентного рассеяния, величины микроискажений и микротвердости с закономерностями изменения величины и формы зерен при всех исследованных режимах обработки сплава. Установлены параметры изменения микроструктуры, соответствующие максимальной сорбции водорода.

Показано, что исследование интенсивной пластической деформации сплава AZ31 представляет определенный интерес не только с практической точки зрения (его использования в качестве водород-аккумулирующего материала), но и в целом, для изучения закономерностей протекания интенсивной пластической деформации материалов с ГПУ структурой, в которых реализация пластической деформации осуществляется посредством активизации собственных систем скольжения.

НАНОСТРУКТУРНЫЕ МЕДНЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ИННОВАЦИОННЫХ ПРИМЕНЕНИЙ

Фаизова С.Н.¹, Рааб Г.И.¹, Гершман И.С.², Кулясова О.Б.¹

*Россия, ¹ФГБОУ ВПО Уфимский авиационный технический университет,
²ОАО "Научно-исследовательский институт железнодорожного транспорта",
snfaiz@mail.ru*

NANOSTUCTURED COPPER- RICH MATERIALS FOR INNOVATING APPLICATIONS

Faizova S.N.¹, Raab G.I.¹, Gershman I.S.², Kulasova O.B.¹

*Russia, ¹USATY, Ufa, ²VNIIZhT, Moscow,
snfaiz@mail.ru*

Annotation

A new generation of copper-rich materials for electrical applications was developed using the Equal Channel Angular Pressing (ECAP) – one of perspective severe plastic deformation methods. New materials combine high mechanical strength with high conductivity. A modification of the ECAP process - the ECAP-conform - may produce for industrial applications rods and wires of any length.

Одно из перспективных направлений получения материалов с улучшенным комплексом функциональных свойств – это создание наноструктурированных состояний в известных металлах и сплавах методами интенсивной пластической деформации (ИПД). Методы ИПД основаны на измельчении микроструктуры до наноразмеров путем приложения к материалам сверхвысоких степеней пластической деформации под высоким давлением [1-8]. Как следствие, нанокристаллические материалы проявляют уникальные свойства, открывающие широкие перспективы для новых функциональных и конструкционных применений [1, 9].

Наибольшую известность среди методов ИПД получили - интенсивная пластическая деформация кручением под высоким давлением (ИПДК), равноканальное угловое прессованием (РКУП), всесторонняя ковка, а также предложенные недавно новые оригинальные методы высокопроизводительного непрерывного РКУП, основанного на комбинации РКУП и конформ-процессов (РКУП – конформ) и РКУП в параллельных каналах, позволяющие получать объемные наноструктурированные полуфабрикаты (прутки, проволоки) для инновационных применений [1, 12, 13].

Применение методов интенсивной пластической деформации для создания наноструктурного состояния в технически чистой меди, низколегированных деформационно-упрочняемых сплавах системы Cu-Sn и дисперсионно-упрочняемых сплавах системы Cu-Cr и Cu-Cr-Zr позволяет получить новое сочетание физико-механических характеристик – повышенные показатели прочности при сохранении электропроводности.

Исследования закономерностей процессов деформационного упрочнения в меди и медных сплавах в условиях высокой дефектности структуры при интенсивной пластической деформации показали, что при ИПД заметно ускоряются процессы диффузионного массопереноса. Как следствие,

характер упрочнения заметно отличается от аналогичного процесса при традиционных методах обработки, прежде всего, в сплавах - в деформационно-упрочняемых сплавах системы Cu-Sn, а так же и в дисперсионно-упрочняемых сплавах системы Cu-Cr и Cu-Cr-Zr. Для последних процесс взаимовлияния процессов растворения и выделения легирующих элементов в медной матрице и структурообразования является чрезвычайно важным фактором как для измельчения структуры при ИПД, так же и для результатов пост-деформационного отжига.

Установленные закономерности наноструктурирования меди и медных сплавов позволяет получать объемные медные заготовки с заранее заданными функциональными свойствами, что и открывает новые перспективы для инновационных применений медных материалов.

Работа выполнена при поддержке РФФИ – проект № 10-08-01106-а и НАИРИТ проект ИК-18.

Список литературы:

1. Валиев Р.З., Александров И.В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. М: Логос, 2000. 272 с.
2. Рааб Г.И., Красильников Н.А., Александров И.В., Валиев Р.З. Структура и свойства меди после РКУ-прессования в условиях повышенных давлений. Физика и техника высоких давлений. 2000, 10, №4, С.73-77.
3. Рааб Г.И., Валиев Р.З. Равноканальное угловое прессование длинномерных заготовок. Цветная металлургия, 2000, №5, С.50-53.
4. Рааб Г.И. Валиев Р.З. Лове Т.С., Жу Ю.Т.. Равноканальное угловое прессование алюминия в условиях «конформ». Mater. Sci. Eng. 2004, А382.
5. Рааб Г.И. К вопросу промышленного получения объемных ультрамелкозернистых материалов. Физика и техника высоких давлений. 2004, том15, №1, С.72-80.
6. Рааб Г.И., Сафин Ф.Ф., Валиев Р.З., Моделирование процесса равноканального углового прессования по схеме «Конформ» титановой длинномерной заготовки. Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением, № 6 (2006), стр. 41-44.
7. R.Z. Valiev, Y. Estrin, Z. Horita, T.G. Langdon, M.J. Zehetbauer, Y.T. Zhu Producing bulk ultrafine-grained materials by severe plastic deformation. // JOM-2006. 58, No4, p33.
8. Р.З. Валиев. Создание наноструктурных металлов и сплавов с уникальными свойствами, используя интенсивные пластические деформации. Российские Нанотехнологии – 2006, Т.1, №1-2, стр. 208-216.
9. Н.П. Лякишев, М.И. Алымов. Наноматериалы конструкционного назначения. Российские Нанотехнологии – 2006, Т.1, №1-2, стр. 71-81.

ВЛИЯНИЕ ЗАКРЕПЛЕНИЯ КРАЕВЫХ ДИСЛОКАЦИЙ ПРИМЕСНЫМИ АТОМАМИ НА ФОРМИРОВАНИЕ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СОСТОЯНИЙ В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ

Чембарисова Р.Г., Александров И.В.

*Россия, Уфимский государственный авиационный технический университет
chroza@yandex.ru, iva@mail.rb.ru*

THE EFFECT OF THE EDGE DISLOCATION PINNING BY IMPURITY ATOMS ON DEVELOPING THE HIGH-STRENGTH STATES IN METALS AND ALLOYS

Chembarisova R.G., Alexandrov I.V.

Here we have presented the results of the development and application of a dislocation-kinetic approach to the analysis of strength and ductility in metals and alloys. The equations of dislocation density evolution in metals and alloys have also been set up taking into consideration their states and structural characteristics, which have been developed in the result of the severe plastic deformation. We have also calculated the dependencies of the conditional yield limit from the grain size in the Hall-Petch coordinates, as well as the intensity of the dynamic recovery processes from the grain size. Special attention has been given to the analysis of the effect of impurity atoms and a non-equilibrium state of the grain boundaries on

the activation of one or another deformation mechanism in bulk nanostructured metallic materials, obtained by the severe plastic deformation method.

В последнее время широко обсуждается вопрос о формировании высокопрочных состояний в ультрамелкозернистых (УМЗ) Al-Mg сплавах, а также в Ti, полученных методами интенсивной пластической деформацией (ИПД) [1, 2]. ИПД приводит к измельчению размера зерен, повышению дефектности микроструктуры и формированию сегрегаций примесных атомов вдоль границ зерен. При этом установлено, что сформированные состояния обладают аномально высокой прочностью по сравнению с той, которую предсказывает закон Холла – Петча (рис. 1). Оценка вклада в прочность каждого из указанных механизмов важна с точки зрения прогнозирования прочностных свойств металлических материалов.

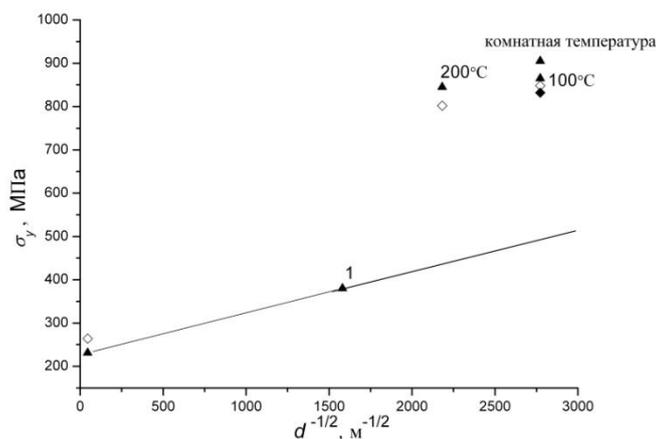


Рис. 1. Зависимость предела текучести от размера зерен d . ▲ - экспериментальные точки [1], ◇ - соответствующие модельные точки [3]; 1 – экспериментальные данные о пределах текучести алюминиевых сплавов Al 1560 и Al 5083 без дополнительного упрочнения атомами магния [4]. Нижняя экспериментальная точка при $d = 130$ нм соответствует состоянию после ИПД при 100°C, ◆ - соответствующая модельная точка.

Известно, что прочностные свойства материалов зависят от размера зерен рассматриваемого материала, дефектности микроструктуры, концентрации твердого раствора, наличия частиц вторых фаз, старения, сегрегаций атомов вдоль неравновесных границ зерен (ГЗ), как это было показано, например, в случае наноструктурных Al-Mg сплавов, где удалось повысить прочностные характеристики путем варьирования указанных параметров (рис. 2) [1]. Обнаружено, что те же самые механизмы можно активизировать в Ti [2].

Недавно показано, что с помощью компьютерного моделирования возможно оценить вклад закрепления дислокаций примесными атомами в прочность указанных материалов [4, 5]. В то же время до настоящего времени не были проанализированы причины формирования сегрегаций примесных атомов, а также их влияния на процесс испускания дислокационных петель ГЗ.

В настоящей работе с помощью кинетического моделирования проанализированы причины формирования высокопрочных состояний в КЗ и УМЗ Al-Mg сплавах и Ti. Особое внимание уделено оценке вклада в прочностные характеристики закрепления дислокаций примесными атомами. Рассмотрены причины формирования сегрегаций примесных атомов вдоль неравновесных ГЗ. Проанализирована зависимость напряжения закрепления краевых дислокаций от сорта атома примеси и типа твердого раствора. Оценено влияние сегрегаций на процессы торможения скользящих дислокаций.

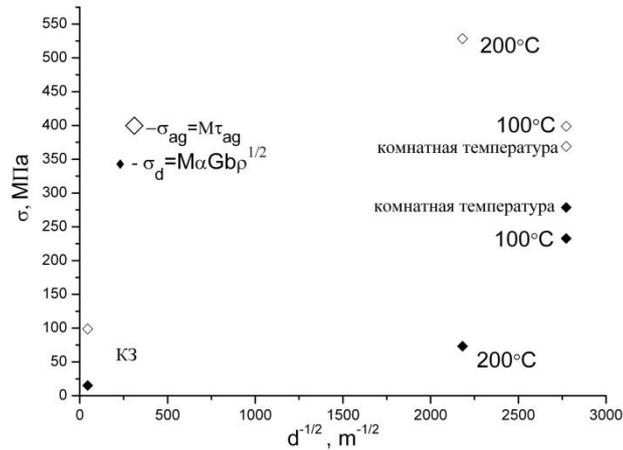


Рис. 2. Зависимость вклада в условный предел текучести сплава Al 1570, взятого в крупнозернистом (КЗ) и УМЗ состояниях, дислокационного упрочнения σ_d (♦) и упрочнения за счет взаимодействия дислокаций с растворенными атомами магния σ_{ag} (◇) от $d^{-1/2}$.

Рассчитаны составляющие условного предела текучести сплава в КЗ и УМЗ состояниях с учетом их микроструктурных особенностей. Установлено, что решающую роль в высокой прочности рассмотренных УМЗ металлических материалов играет дополнительное упрочнение благодаря высокой концентрации примесных атомов магния вдоль ГЗ и увеличенное значение дислокационного упрочнения вследствие высокой плотности дислокаций. Обе причины обусловлены ИПД. Показано, что в рассмотренных УМЗ металлических материалах действует ряд упрочняющих факторов, не характерных для КЗ состояния, что приводит к невозможности выполнения закона ХП для этих материалов.

Список литературы

1. Murashkin M.Yu., Kil'mametov A.R., Valiev R.Z. (2008) Structure and Mechanical Properties of an Aluminum Alloy 1570 Subjected to Severe Plastic Deformation by High-Pressure Torsion, *The Physics of Metals and Metallography*, Vol. 106, № 1, pp.90-99.
2. Semenova I.P., Salimgareeva G.H., Da Costa G., Lefebvre W., Valiev R.Z. (2010) Enhanced Strength and Ductility of Ultrafine-Grained Ti Processed by Severe Plastic Deformation', *Advanced Eng. Mater.*, Vol. 12, № 8, pp. 803-807.
3. Alexandrov I.V., Chembarisova R.G. (2010) The Analysis of the Effect of Microstructure Parameters on the Ability to Develop High-Strength States and Peculiarities of Deformation Behavior of Al 1570 Alloy, *Reviews on Advanced Materials Science*, Vol. 25, pp.209-218.
4. Маркушев М.В., Мурашкин М.Ю. (2004) Прочность и трещиностойкость промышленных алюминиевых сплавов 1560 и 5083 системы Al-Mg-Mn после интенсивной пластической деформации угловым прессованием, *Физика металлов и металловедение*, Т. 98. №2, с. 1-12.
5. Alexandrov I., Chembarisova R. (2011) Mechanisms of deformation behavior of coarse grained and ultrafine-grained Ti, *Materials Science Forum*, Vol. 667-669, pp. 749-754.

ЭФФЕКТ ОДНОВРЕМЕННОГО ПОВЫШЕНИЯ ПРОЧНОСТИ И КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Чувильдеев В.Н.¹, Копылов В.И.², Нохрин А.В.¹, Бахметьев А.М.³, Сандлер Н.Г.³, Тряев П.В.³, Лопатин Ю.Г.¹, Козлова Н.А.¹, Пискунов А.В.¹, Мелехин Н.В.¹, Смирнова Е.С.¹

¹ Россия, Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского, chuvildeev@nifti.unn.ru

² Беларусь, Физико-технический институт Национальной Академии Наук Беларуси, kopylov.ecap@gmail.com

³ Россия, ОАО «Опытное конструкторское бюро машиностроения им. И.И. Африкантова», sandler@okbm.nnov.ru

EFFECT OF COMBINED THE STRENGTH AND CORROSION PROPERTIES OF MICROCRYSTALLINE TITANIUM ALLOYS

Chuvil'deev V.N., Kopylov V.I., Nokhrin A.V., Bakhmet'ev A.M., Sandler N.G., Tryaev P.V., Lopatin Yu.G., Kozlova N.A., Piskunov A.V., Melekhin N.V., Smirnova E.S.

In the research there are descriptions of investigations of structure, physical-mechanical properties and hot-salt corrosion resistance of microcrystalline titanium alloy Ti-4Al-2V (PT3V), which is used by producing of constructional elements of transport nuclear power plants. It is shown that structure control by ECAP enables to improve both strength and corrosion stability of alloy. It is shown that hardening is achieved due to grain structure fragmentation, and improvement of corrosion stability is associated with diffusive redistribution of impurities on grain boundaries.

Одним из перспективных путей повышения физико-механических свойств титановых сплавов является формирование в них микрокристаллической (МК) структуры за счет использования различных методов интенсивного пластического деформирования, в первую очередь - равноканального углового прессования (РКУП).

Традиционно предполагается, что повышение прочности металлов, обеспечивающееся при деформации за счет измельчения зеренной структуры и повышения плотности дислокаций, в силу увеличения общей «дефектности», приводит к снижению коррозионной стойкости материала. Это связано с тем, что граница зерна, обладающая особой структурой, а также специфическим химическим составом по сравнению с кристаллической решеткой, образует с ней дополнительную микрогальваническую пару, интенсифицирующую процесс коррозии. Высокая объемная доля таких микрогальванических пар в МК структуре, в этом случае, должна заметно приводить к увеличению скорости коррозии. Однако, по нашему мнению, возможны условия при которых коррозионная стойкость МК материала может стать более высокой, чем крупнокристаллического материала.

Целью работы является получение МК титановых сплавов системы Ti-Al-V с одновременно повышенными характеристиками прочности и коррозионной стойкости путем использования метода равноканального углового прессования и выбора режима термической обработки.

В качестве объекта исследования выступал промышленный титановый деформируемый сплав ПТЗВ состава Ti-4вес.%Al-2вес.%V. Формирование МК структуры в сплаве проводилось методом РКУП. РКУП осуществлялось в инструменте с углом пересечения рабочего и выходного каналов $\pi/2$. Использовался режим «В», при котором заготовка после каждого цикла поворачивалась на угол $\pi/2$ вокруг своей продольной оси. Скорость деформирования составляла 0.4 мм/с. Температура деформации составляла 400 °С. Число циклов прессования изменялось от одного до N=4.

Исследования структуры сплавов проводились на оптическом микроскопе Leica IM DRM и растровом электронном микроскопе Jeol JSM-6490 с рентгеновским микроанализатором INCA 350. Для исследования механических свойств титановых сплавов использовалась методика релаксационных испытаний, позволяющая определять в испытаниях на сжатие величину предела макроупругости σ_0 и значение физического предела текучести σ_T . Микротвердость сплава измерялась с помощью микротвердомера «Duramin Struers-5».

Коррозионные испытания проводились в смеси кристаллических солей NaCl и KBr, взятых в соотношении 300:1, в среде атмосферного воздуха (сообщение с воздушной атмосферой через крышку автоклава) в автоклаве стенда СТ-1238. Температура среды в автоклаве поддерживалась в интервале 250°C. Продолжительность испытаний составляла 500 ч. Степень коррозионного повреждения образцов оценивалась в соответствии с ГОСТ 9.908-85.

В исходном состоянии (до РКУП) структура сплава ПТЗВ характеризуется однородным распределением зерен по размерам. Средний размер зерна $d=25-30$ мкм. Средняя величина предела макроупругости σ_0 и предела текучести σ_T составляет 450 МПа и 600 МПа, соответственно, микротвердость сплава $H_v=1.9-2.0$ ГПа. Средний размер зерна в сплаве ПТЗВ после $N=3$ циклов РКУП составляет 0.5 мкм и при дальнейшем увеличении числа циклов РКУП не изменяется.

Зависимость предела макроупругости и предела текучести от числа циклов РКУП имеет монотонный характер – при увеличении числа циклов РКУП до $N=4$ наблюдается повышение предела макроупругости до 750 МПа, а величины предела текучести – до $\sigma_T=1100$ МПа. Твердость сплава ПТЗВ после $N=4$ циклов РКУП составляет $H_v=3.5-3.6$ ГПа.

Установлено, что зависимости предела макроупругости и предела текучести МК сплава ПТЗВ ($N=4$) от температуры 30-минутного изотермического отжига ($T_{отж}$) имеют двухстадийный характер – незначительное повышение прочности на первой стадии отжига ($T_{отж} \leq 400$ °C) и разупрочнение на второй стадии. Исследования структуры показали, что при температуре отжига 400-450 °C в сплаве начинают протекать процессы собирательной рекристаллизации, приводящие к увеличению размера зерна. Средний размер зерна сплава ПТЗВ после отжига при 700 °C составляет 10-15 мкм.

Испытания на горячую солевую коррозию сплава ПТЗВ в исходном состоянии показывают, что глубина пораженного коррозией слоя после 500 ч испытаний составляет $L_{кор}=600$ мкм. Коррозия имеет межкристаллитный характер. Аналогичные испытания МК сплава ПТЗВ показывают, что характер процесса коррозии не изменяется, и она, преимущественно, развивается по границам зерен. Однако, глубина прокорродированного слоя в МК сплаве не превышает $L_{кор}=100-150$ мкм.

Сравнение поведения МК сплава с крупнозернистым показывает, что коррозионная стойкость микрокристаллического сплава ПТЗВ более чем в 4-6 раз превосходит коррозионную стойкость, характерную для исходного состояния.

В работе предложена модель эволюции структуры титанового сплава при РКУП. Показано, что повышение прочности, обеспечивается за счет измельчения зеренной структуры, а повышение коррозионной стойкости связано с диффузионным перераспределением нежелательных примесей на границах зерен.

Авторы выражают признательность за поддержку НОЦ «Нанотехнологии» ННГУ, АБЦП Минобрнауки РФ «Развитие научного потенциала высшей школы (2009-2011 годы)» и ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 годы.

НЕРАВНОВЕСНЫЕ ГРАНИЦЫ ЗЕРЕН В НАНО- И МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

Чувильдеев В.Н.¹, Копылов В.И.²

¹ Россия, Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского, chuvildeev@nifti.unn.ru

² Беларусь, Физико-технический институт Национальной Академии Наук Беларуси, kopylov.ecap@gmail.com

NON-EQUILIBRIUM GRAIN BOUNDARIES IN NANO- AND MICROCRYSTALLINE MATERIALS, PREPARED BY EQUAL CHANNEL ANGULAR PRESSING

Chuvil'deev V.N., Kopylov V.I.

The research contains the basic approaches to description of evolution structure features, as well as the description of physical-mechanical properties of nano- and microcrystalline (NMC) materials produced by

equal channel angular pressing method (ECAP). It is shown that specificity of NMC-ECAP materials in terms of defect theory is that basic processes controlling their behavior and properties display themselves not in the crystal lattice (grains), as it occurs in common materials, but at grain boundaries. It is revealed that main features of grain boundary behavior in NMC-ECAP materials are caused by interaction between grain boundaries are investigated on basis of nonequilibrium grain boundaries theory. Grain boundary diffusion properties, grain boundary sliding features, processes of recovery and recrystallization, superplasticity evolution of mechanical properties in NMC-ECAP materials and alloys are also described in the paper.

В работе предложены основные подходы к описанию особенностей эволюции структуры и физико-механических свойств нано- и микрокристаллических (НМК) материалов, полученных методом равноканального углового прессования (РКУП).

Показано, что специфика НМК-РКУП материалов, с точки зрения теории дефектов, состоит в том, что основные процессы контролируемые их поведение и свойства разворачиваются не в кристаллической решетке (зернах), как это происходит в обычных материалах, а на границах зерен. И основным типом дефектов в НМК материалах, определяющим характер протекания этих процессов являются не дислокации и вакансии (как в обычных материалах), а внутренние границы раздела. При этом ключевые особенности протекания зернограницных процессов обусловлены взаимодействием границ зерен с попадающими в них из решетки дислокациями и точечными дефектами.

Для описания особенностей структуры и свойств НМК-РКУП материалов предложена теория неравновесных границ зерен в металлах и сплавах.

Показано, что структура границ зерен может быть описана с помощью «островковой модели». При этом основным параметром, характеризующим структурное состояние границ зерен, является свободный объем. Показано, что аномалии в диффузионных параметрах и термодинамических характеристиках неравновесных границ зерен являются следствием увеличения их свободного объема за счет свободного объема, вносимого попавшими в границы решеточными дислокациями. Получены выражения, описывающие изменение энергии границ и их диффузионных параметров при их взаимодействии с отдельными дислокациями и с потоками решеточных дислокаций. Определена зависимость коэффициента зернограницной диффузии от скорости деформации и параметров структуры материала.

На основе теории неравновесных границ зерен рассмотрены процессы, контролируемые диффузией в неравновесных границах зерен. Описаны особенности зернограницной диффузии, зернограницного проскальзывания, процессов возврата и рекристаллизации, сверхпластичности, особенности эволюции механических свойств в материалах с неравновесными границами зерен – НМК-РКУП металлах и сплавах.

Авторы выражают признательность за поддержку НОЦ «Нанотехнологии» ННГУ, АВЦП Минобрнауки РФ «Развитие научного потенциала высшей школы (2009-2011 годы)» и ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 годы.

МОДЕЛИРОВАНИЕ В ТРЕХМЕРНОЙ ПОСТАНОВКЕ ДЕФОРМИРОВАНИЯ ТИТАНОВЫХ ОБРАЗЦОВ МЕТОДОМ ДКУП

Шипачев А.Н., Ильина Е.В., Суглобова И.К., Зелепугин С.А.

*Россия, Томский государственный университет
Россия, Отдел структурной макрокинетики ТНЦ СО РАН
E-mail:alex18023@mail.ru*

3D SIMULATION OF TITANIUM SAMPLES DEFORMATION BY DCAP

Shipachev A.N., Ilina E.V., Suglobova I.K., Zelepugin S.A.

The DCAP processes (movement of titanium samples through crossed channels) were numerically investigated in 3D statement. The elastic-plastic model was used. Distribution of specific energy of plastic deformations and specific volume of microdamages were analyzed. The effective initial parameters of the

process (speed of the sample, pressure upon the sample) were defined, which provided the movement of samples through channels without damage. On the basis of the received computational results it was established, that intensity of plastic deformations (and, as consequence, structure milling) of the titanium sample is non-uniform after one cycle of DCAP that testifies the necessity of additional cycles of DCAP.

Объемные наноструктурные материалы в настоящее время рассматриваются как перспективные конструкционные и функциональные материалы нового поколения. Выделяются два основных метода их получения – компактирование исходных нанопорошков и формирование наноструктур при интенсивной пластической деформации (ИПД). Исследование ультрамелкозернистых (УМЗ) металлов, полученных ИПД, показало, что они характеризуются рядом уникальных свойств – повышенной в несколько раз, по сравнению с крупнозернистыми аналогами, прочностью, сочетающейся с хорошей пластичностью, низко- и высокотемпературной сверхпластичностью, циклической и радиационной стойкостью.

Для получения ультрамелкозернистой структуры методом ИПД используют процесс равноканального углового прессования (РКУП), разработанный творческим коллективом В.М. Сегала и развитый Р.З. Валиевым с сотрудниками. В РФЯЦ–ВНИИТФ предложен динамический вариант этого метода, в котором продавливание материала через каналы осуществляется путем импульсной нагрузки за счет энергии продуктов горения пороха, сжатых газов и др. [1]. Несмотря на активное развитие нескольких новых методов интенсивной деформации (всестороннейковки, прокатки с наложением и соединением листов, специального циклического деформирования и ряда других), ДКУП остается наиболее широко исследуемым методом ИПД. Принципиальное преимущество этого метода по сравнению с РКУП состоит в том, что увеличивается скорость пластического деформирования, что позволяет реализовать сочетание высоких прочности и пластичности при формировании в металлах и сплавах ультрамелкозернистых структур.

В данной работе процессы деформирования образцов при их движении по пересекающимся каналам исследуются численно методом конечных элементов в трехмерной постановке в рамках упругопластической модели среды [2]. Моделирование эволюции микрповреждений проводится с помощью кинетической модели разрушения активного типа.

Процесс ДКУП моделировался в трехмерной постановке на примере титановых образцов сечением 16x16 мм и высотой 65 мм. Начальная скорость образцов варьировалась в диапазоне 100 – 500 м/с. Задаваемое давление на тыльной поверхности образца – до 0.4 ГПа. Угол пересечения каналов – 90°. В области внешнего угла стенок задана наклонная площадка под углом 45°.

Определены эффективные начальные параметры процесса (начальная скорость, давление на тыльную поверхность образца), при которых обеспечивается прохождение образца по каналам и сохранение формы образца, близкой к первоначальной.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект 10-08-00516), Минобрнауки РФ в рамках АВИЦП «Развитие научного потенциала высшей школы» (проекты 2.1.1/5993, 2.1.2/6809).

1. И.В. Хомская, В.И. Зельдович, Е.В. Шорохов и др. Структура титана, подвергнутого высокоскоростному прессованию при различных температурах // Деформация и разрушение материалов, 2010, № 4, с. 15 – 19.

2. А.Н. Шипачев, Е.В.Ильина, С.А. Зелепугин. Деформирование титановых образцов при динамическом канально-угловом прессовании // Деформация и разрушение материалов, 2010, №4, с. 20 – 24.

СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ СПЛАВА VT16 ПОСЛЕ abc-ПРЕССОВАНИЯ И «ТЕПЛОЙ» ПРОКАТКИ

Шляхова Г.В., Данилов В.И., Зуев Л.Б., Шаркеев Ю.П.

Россия, Учреждение Российской академии наук Институт физики прочности и материаловедения
СО РАН, shgv@ispms.tsc.ru,

STRUCTURAL STATE OF $\alpha+\beta$ TITANIUM ALLOY AFTER abc-PRESSING AND «WARM» ROLLING

Shlyakhova G.V., Danilov V.I., Zuev L.B., Sharkeev YU.P.

In $\alpha+\beta$ titanium alloy by severe plastic deformation was obtained submicrocrystalline structure. The final grain refinement and stabilization submicrocrystalline state in the alloy was carried out by rolling at temperatures. Controlled cracking. Found that when the multipass "warm" rolling with a total reduction of up to 80% submicrocrystalline shaped structure with a characteristic size of the elements of $-\alpha$ -phase 25 nm, which enhances the microhardness of the material by 40%.

Целью настоящей работы являлось получение методом интенсивной пластической деформации субмикроструктурного состояния в сплаве VT16 и установление предельных возможностей последующей обработки этого сплава методом «теплой» прокатки. В качестве исходного материала были использованы горячепрессованные заготовки диаметром 25 мм конструкционного титанового $\alpha+\beta$ сплава VT16. Химический состав сплава % (масс.): 3,3 Al; 4,5 V; 4,6 Mo; 0,05 C; 0,01 N; <0,01 Fe; \leq 0,10 Si; 0,007 H₂; 0,14 O₂; остальное Ti.

Интенсивная пластическая деформация (ИПД) исходных заготовок осуществлялась методом свободного прессования с трехкратным изменением оси приложения нагрузки. Прессование осуществлялось на 600-тонном гидравлическом прессе МИС-6000-4К в интервале температур 650...600⁰С. Затем проводилась «теплая» многопроходная прокатка в ручьевых валках с дискретностью обжатия 2,4%. На каждом шаге осуществлялось два прохода с поворотом на 90⁰. Температура менялась от 600⁰С до 550⁰С. Состояние материала контролировалось визуально после достижения степени обжатия 80%, 82%, 84% и 86% (66, 68, 70 и 72 прохода, соответственно) на предмет появления трещин. Структура прокатанных образцов исследовалась методами оптической металлографии (микроскоп Neophot-21), атомно-силовой микроскопии (микроскоп Solver Pro-47Н), трансмиссионной (микроскоп ЭМ-125) и растровой электронной микроскопии (микроскоп Hitachi_TM 1000).

Металлографическое травление шлифов материала после прессования не позволяет выявить зеренную структуры. Однако на поверхностях нетравленных шлифов обнаруживаются дефекты мезоскопического масштаба, которые представляют собой «складки» шириной \approx 10 мкм и длиной до 50 мкм. Подобные дефекты характерны для титановых сплавов в субмикроструктурном состоянии и наблюдались нами, например титане VT1-0 после испытания на растяжение. Здесь же методом просвечивающей электронной микроскопии было установлено, что сформировалась неоднородная, зеренно-субзеренная структура с характерным размером элементов α -фазы 250 нм и высокими внутренними напряжениями. В целом это привело к возрастанию микротвердости от 2500 до 2700 МПа. Первые, наблюдаемые трещины, появляются после 70 проходов (степень обжатия 84%). Трещины формировались одновременно от двух противоположных ребер и развивались навстречу друг другу. Это позволяет определить верхний уровень обжатий при прокатке сплава VT16 после abc-прессования как \leq 82%.

Структурные исследования заготовок сплава VT16, прошедших полный цикл обработки (ковка + прокатка), проводились после 68 проходов (степень обжатия 80%). Использование атомно-силовой микроскопии позволило определить размеры и форму структурных элементов (зерен) сплава VT16 после полного цикла ИПД (abc-прессование + прокатка). Установлено, что преимущественно наблюдаются мелкие равноосные α -зерна с поперечником \leq 25 нм. В полосовых дефектах часто встречаются зерна с поперечником до 100 нм в окружении более мелких зерен. Часто крупные зерна представляют собой конгломераты более мелких субзерен. Прослойки β -фазы располагаются по границам α -зерен и имеют толщину \leq 5 нм.

Авторы выражают благодарность Российскому фонду фундаментальных исследований, при частичной поддержке которого выполнена настоящая работа, грант № 09-08-00498.

ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ И ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ НА МЕЗОСКОПИЧЕСКОМ УРОВНЕ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА VT1-0

Шляхова Г.В., Ерошенко А.Ю., Данилов В.И., Шаркеев Ю.П.

*Россия, Учреждение Российской академии наук Институт физики прочности и материаловедения
СО РАН, shgv@ispms.tsc.ru, eroshenko@ispms.tsc.ru*

STUDY DEFORMATION BEHAVIOR AND LOCALIZATION OF PLASTIC FLOW ON THE MESOSCOPIC LEVEL SUBMICROCRYSTALLINE ALLOY VT1-0

Shlyakhova G.V, Eroshenko A. JU., Danilov V.I, Sharkeev JU.P

To obtain submicrocrystalline state in titanium used the combined method of severe plastic deformation, including abs extrusion and multi-pass rolling with subsequent annealing dorekristallizatsionnym. Deformation behavior of the samples studied in uniaxial static tension. The microstructure of the alloy studied by TEM. Formed strain relief was studied on an atomic force and scanning electron microscopy.

Известно, что технически чистый титан в наноструктурированном и ультрамелкозернистом состоянии может найти успешное практические применение в качестве медицинских имплантатов, в том числе и дентальных. Согласно литературным данным, формирование ультрамелкозернистой (нано- и субмикрористаллической) структуры в титане VT1-0 может снизить риск возникновения токсических явлений и аллергических реакций вследствие присутствия легирующих добавок. В частности, дентальные имплантаты при эксплуатации испытывают статические и циклические нагрузки, под действием которых в материале могут развиваться процессы, приводящие к обратимому и необратимому формоизменению и последующему разрушению изделия. Исследование механических свойств разрабатываемого материала для медицины и особенностей деформационного поведения, а также характера развития пластической деформации и разрушения при статических нагрузках на различных структурных уровнях позволит увеличить его надежность, прогнозировать поведение имплантата после внедрения в организм и избежать повторных операций по удалению имплантатов из живого организма. Поэтому, целью данной работы было исследование деформационного поведения и локализации пластического течения на мезоскопическом уровне субмикрористаллического титана.

Субмикрористаллическую структуру сплава получили комбинированным методом абс-прессования и прокатки. Таким образом, в сплаве сформировалась зеренно-субзеренная структура, средний размер которой составил 0,2 мкм.

ПЭМ-исследования показали, что наблюдается преимущественная вытянутость зерен, субзерен вдоль направления деформации. Анализ изломов показал вязко-ямочный характер разрушения субмикрористаллического титана.

Результаты испытаний на растяжение образцов субмикрористаллического титана показали, что характерной особенностью развития пластической деформации в субмикрористаллическом титане по сравнению с крупнокристаллическим является локализация пластической деформации с развитием макрополос сдвига.

После разгрузки, в работе исследовали деформационный рельеф поверхности рабочей части образца на атомно-силовом (Solver PH47-PRO) и электроном (НИТАСНИ) микроскопах в областях, различно удаленных от места разрушения. Установлено, что деформирование сопровождается появлением на поверхности образца мезополос локализации (складок), размеры которых, а также плотность распределения их по образцу меняются по мере удаления от макроочага разрушения.

Таким образом, в работе показано, что характерной особенностью развития пластической деформации при растяжении в субмикрористаллическом титане является локализация пластической деформации с развитием макрополос локализованного сдвига некристаллографического характера. Макрополосы ориентированы вдоль плоскостей действия максимальных сдвигающих напряжений.

Длина и ширина таких полос на порядок больше характерного размера элементов субмикроструктуры 0,2 мкм, а глубина соизмерима с этим размером.

Авторы выражают благодарность Российскому фонду фундаментальных исследований, при частичной поддержке которого выполнена настоящая работа, грант № 09-08-00498, программы фундаментальных исследований Президиума РАН, проект 18.2; Программы фундаментальных исследований СО РАН, 2010-2012г.г., III.20.2, проект № III.20.2.2.

МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАГНИЕВОГО СПЛАВА AZ31 ПРИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Эстрин Ю. З.¹⁾, Брауде И. С.²⁾, Григорова Т. В.²⁾, Забродин П. А.²⁾, Исаев Н. В.²⁾,
Пустовалов В.В.²⁾, Фоменко В. С.²⁾, Шумилин С. Э.²⁾

¹⁾Australia

ARC Centre of Excellence for Design in Light Metals, Department of Materials Engineering, Monash University, and CSIRO Division of Process Science and Engineering, Clayton, Vic., ²⁾Украина

Фізико-технічний інститут низьких температур ім. Б.І. Веркина НАН України, , 61103, г.

Харьков, пр. Ленина,47;

e-mail: isaev@ilt.kharkov.ua

MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF MAGNESIUM ALLOY AZ31 AT THE LOW TEMPERATURES

Estrin Yu. Z., Braude I. S., Grigorova T. V., Zabrodin P. A., Isaev N. V., Pustovalov V. V., Fomenko V. S., Shumilin S. E.

The features of plastic deformation of magnesium alloy AZ31 by tension in the temperature range 4,2 – 295 K are examined depending on its microstructure after squeeze casting (SC) and severe plastic deformation (SPD) via hot rolling and equal channel angular pressing. The SPD processing lead to decrease the grain size and arise the texture favorable for dislocations sleeps in basal plane. It is detected that in the temperature range 4,2-25 K the plastic deformation becomes unstable (serrated) with the stress jumps in SPD alloy greater than in SC alloy. The temperature dependence of the yield stress of alloy is typical for thermally activated motion of dislocations. The ratio of yield stresses for SPD and SC samples at given temperature is explained by hardening due to decrease of the grain size and softening owing to favorable texture. The work hardening rate of alloy decrease with the grain size, but the ductility (strain to rupture) increase due to texture.

Эффективным способом улучшения свойств литого магниевого сплава AZ31 (Mg-Al-Zn) служит сочетание горячей прокатки и равноканального углового прессования при температурах в районе 200° С. Вследствие измельчения зерна, изменения природы границ зерен и усиления текстуры, благоприятной для базисного скольжения дислокаций, после такой обработки наблюдается повышение прочности, пластичности и сопротивления усталости сплава при комнатной температуре и выше [1, 2]. Для дальнейшего изучения влияния микроструктуры на механизмы пластической деформации представляет интерес исследовать механические свойства сплава в области низких температур, где существенно подавлены диффузионные процессы.

Целью данной работы является изучение влияния размера зерна и текстуры на пластическую деформацию сплава AZ31 в условиях квазистатического растяжения при низких температурах.

В работе исследовался сплав с номинальным составом Mg-3Al-1Zn вес.% (AZ31 согласно международной классификации) в двух различных структурных состояниях, зависевших от способа приготовления. Исходным материалом служили заготовки, полученные путем литья под давлением (squeeze casting – SC). Конечное состояние структуры сплава формировалось в результате многоступенчатой горячей прокатки при температуре 370 °С с 85-процентным уменьшением толщины заготовки, а затем интенсивной пластической деформации (severe plastic deformation – SPD) путем четырехкратного равноканального углового прессования при температуре 200° С по маршруту В_c. По данным оптической и электронной микроскопии, SC поликристалл имеет дендритную микроструктуру, состоящую из крупных зерен размером от 150 до 450 мкм. Средний размер зерна составляет ~250 мкм. В

результате горячей прокатки и четырех проходов равноканального углового прессования по маршруту В_c в микроструктуре сплава формируются почти равноосные зерна со средним размером ~2,5 мкм, разделенные равновесными большеугловыми границами. Внутри зерен наблюдается высокая по сравнению с исходным состоянием плотность дислокаций, часть которых образует малоугловые стенки.

Текстуру образцов для растяжения, вырезанных из исходных SC и SPD заготовок, контролировали методом рентгеновской дифрактометрии. На этапе прессования в SPD материале формируется текстура с преимущественной ориентацией базисной плоскости под углом ~45° к направлению прессования.

Образцы деформировали растяжением в деформационной машине с гелиевым криостатом при температурах $T = 4,2 - 295$ К.

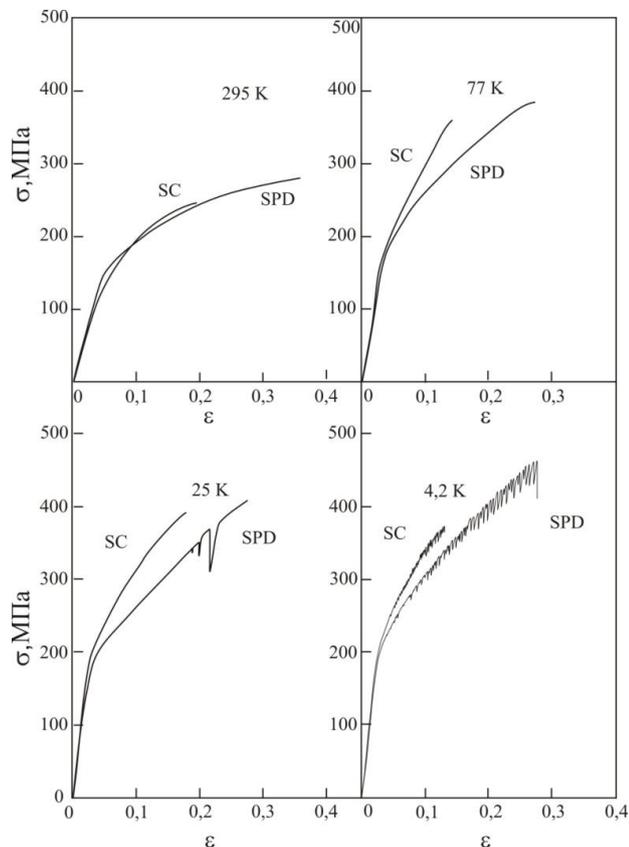


Рисунок. Кривые растяжения $\sigma - \epsilon$ поликристаллов сплава AZ31 при четырех различных температурах.

Кривые растяжения, представленные на рисунке, имеют вид, характерный для множественного скольжения ГПУ кристаллов. При фиксированной температуре SC и SPD поликристаллы имеют близкие значения пределов текучести, однако скорость деформационного упрочнения SC поликристалла выше, а деформация до разрушения – меньше, чем у SPD. С понижением температуры предел текучести образцов независимо от микроструктуры увеличивается, а их пластичность уменьшается.

Эволюция микроструктуры AZ31 в результате SPD приводит к следующим изменениям низкотемпературных механических свойств:

1. С понижением температуры прочность SC и SPD поликристаллов увеличивается, а их пластичность – уменьшается. Пластическая деформация SPD поликристалла становится неустойчивой (скачкообразной) при $T < 25$ К, а SC поликристалла - при $T \leq 4,2$ К. При 4,2 К и фиксированной деформации амплитуда скачков в SPD поликристалле больше, чем в SC. В отличие от большинства металлов и сплавов, усиление скачкообразной в SPD поликристалле наблюдается при низком уровне напряжений и низкой скорости деформационного упрочнения по сравнению с SC материалом.

2. Температурные зависимости предела текучести SC и SPD поликристаллов в интервале температур 4,2 – 295 К обусловлены термически активированным взаимодействием дислокаций со спектром короткодействующих препятствий. Изменение предела текучести SPD поликристалла по сравнению с SC объясняется упрочнением вследствие измельчения зерна и разупрочнением за счет текстуры, благоприятной для скольжения дислокаций в базисной плоскости.

3. Низкая скорость деформационного упрочнения SPD поликристалла по сравнению с SC при фиксированных напряжении и температуре объясняется активацией процессов динамического возврата вследствие измельчения зерна и увеличения плотности дислокаций на этапе предварительной обработки. Однако благодаря текстуре пластичность (деформация до разрушения) SPD поликристалла остается сравнительно высокой.

4. Согласно данным о скоростной чувствительности деформирующего напряжения в области низких температур ($T \leq 100$ K) пересечение дислокаций «леса» является общим доминирующим механизмом пластической деформации SC и SPD поликристаллов. Высокая скоростная чувствительность деформирующего напряжения SPD поликристалла по сравнению с SC в интервале температур $T \geq 150$ K объясняется активацией процессов динамического возврата и усилением роли диффузионных процессов при пластической деформации микроструктурированных материалов.

1. Z. Zúberová, Y. Estrin, T.T. Lamark, M. Janeček, R.J. Hellmig, M. Krieger *Journal of Materials Processing Technology* 184 (2007) 294–299.

2. Z. Zúberová, L. Kunz, T.T. Lamark, Y. Estrin, M. Janeček. *Metal. Mater. Trans. A* 38A, 1934-1939.

EFFECT OF DEFORMATION MODE AND DYNAMIC RECRYSTALLIZATION ON GRAIN REFINEMENT OF IRON DURING SEVERE PLASTIC DEFORMATION

Yurkova A.I., Byakova A.V., Milman Yu.V.

¹*Ukraine, National Technical University of Ukraine “Kiev Polytechnic Institute”, yurkova@list.ru*

²*Ukraine, Institute for Problems of Material Science, National Academy of Sciences of Ukraine; byakova@mail.ru; milman@ipms.kiev.ua*

In the recent years much attention has been paid to ultrafine grained (UFG) materials with grain sizes ranged from submicrometer- to nanometre-scale. UFG materials have been found to exhibit interesting combination of physical and mechanical properties, making them of growing interest to researches employed both in scientific and engineering applications. However, structure and, hence, performance metrics of UFG materials are strongly dependent on the particular route employed for their production. During the last decade the efforts intent to microstructure refinement of metallic materials have been continued and tremendous progress has been achieved in material grain refining down to submicrometre- and nanometre-scale by using different techniques of severe plastic deformation (SPD).

This study is primarily addressed to the problem for grain refinement of ferrite subjected to severe plastic deformation (SPD). Besides state-of the art processes effective for ultra fine grain refinement of bulk metallic materials and those developed for creation of nanocrystalline structure in surface layers, severe plastic deformation with friction (SPDF) was shown to be realistic [1, 2] and valuable for understanding the role of deformation mode and underlying mechanism operating the grain refinement of α -Fe. As shown in our previous papers [1-4] high-energy friction process can result in severe plastic deformation of metal, leading to generation of deformation-induced grain refinement of the surface layer and improvement properties of material work piece itself.

The SPDF process has been initiated by surface friction of coarse-grained cylindrical samples of iron (0.03wt.%C) inputted in the chamber that was filled by argon gas. Sample rotated between forced blocks with velocity about 6×10^3 rpm was rapidly heated owing to friction, as shown in Fig. 1. When temperature achieved 773 K it was maintained at the constancy during the all exposition time about 60 min. X-ray diffraction (XRD) analysis, optical and electron microscopy (SEM, TEM) were used in course of experimentations.

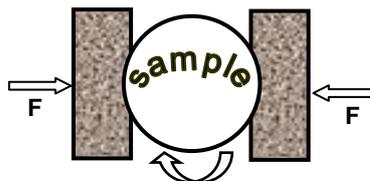


Fig. 1. Schematic presentation of the set-up for SPDF

Four meaningful structural sections of different grain morphology (size and shape) and scale regimes affected by different levels of strain and strain rate and consisted of the grains from twenty nanometres at the top surface to several micrometres in the region adjacent to the strain-free matrix was found to be formed in assistance of multi - directional deformation mode. Actually crystalline structure consisted of nearly equiaxed grains with high angle boundaries (HABs) evolves in sections 1, 2, 3 (fig. 2). Grain size increases from nanometre-scale level to micrometre one along the sections above.

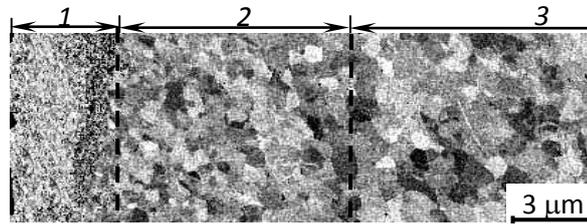


Fig. 2. EBSD image for sections 1, 2, 3 of as-treated α -Fe

Another is true for the section 4 adjacent to the strain-free matrix. This section exhibits banded structure consisted of micrometre-sized and elongated grains ($3 \dots 7 \mu\text{m}$ in width), which are flattened out and inclined to the sample cylindrical surface toward the direction of metal flow. In addition, interlayers of ultrafine and nearly equiaxed grains are sited between neighbouring pancake-shaped grains with the cells separated by low angle boundaries (LABs). Once more important point concerns the fact that dislocation density decreases gradually from 10^{16} m^{-3} at the top surface to 10^{11} m^{-3} in the strain free matrix.

It was justified experimentally that nanocrystalline structure is formed if conditions of dynamic recrystallization under hot deformation were satisfied. In the present study the conditions above were insured by multidirectional deformation with the strain rate $\dot{\epsilon} > 10^2 \text{ s}^{-1}$ of hot deformation. Structural revolution induced by SPD processes being assisted by multidirectional deformation mode and governed simultaneously by high level of strain rate and temperature control was adequately described using Zener-Hollomon parameter, Z , the same as that for SPD processes supported by unidirectional mode.

Ultra grain refinement of ferrite down to submicrometer–nanometer scale regimes was found to be available when parameter Z exceeds the critical value Z_c roughly about 10^{16} s^{-1} (Fig. 3). However, while controlling effect on grain refinement down to submicrometer-scale regime remains on the hand of CDRX during straining under hot-to-warm working at the multi-directional deformation mode it was passed from conventional dynamic recrystallisation (DRX) under hot working to CDRX under warm working at the unidirectional deformation mode.

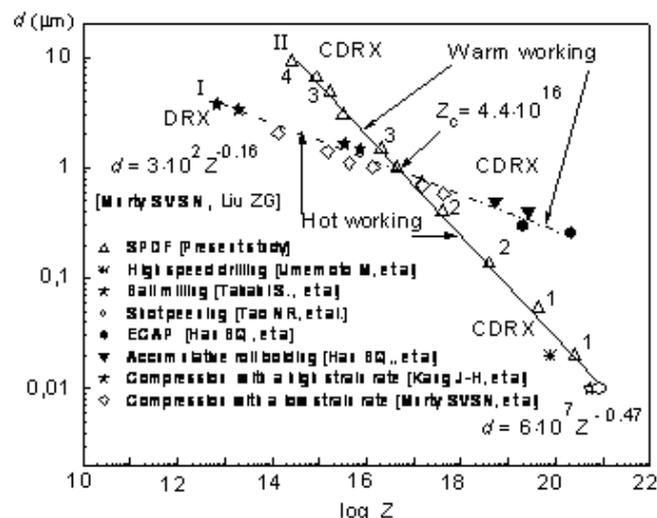


Fig. 3. Variation of grain size, d , of ferrite vs parameter Z for (I) unidirectional deformation by shear or compression and (II) multi-directional deformation mode. Numbers at the strait (II) indicate structural sections in deformation region of as-treated α -Fe subjected to SPD

High efficiency of multi-directional deformation mode in ultrafine grain refinement down to nanometer scale regime through CDRX has been justified in contrast to unidirectional deformation mode assisted both by DRX and DRC. At the multi-directional deformation mode the variation of grain size d with Z parameter could be expressed by the equation $d = 6 \cdot 10^7 Z^{-0.47}$ while it has a tendency to follow the expression $d = 3 \cdot 10^2 Z^{-0.16}$ under unidirectional deformation mode.

It is clear that deformation-refined grains become smaller as parameter Z increases. Nevertheless, grain refinement of ferrite to submicrometer-, nanometer-scale level would be achieved when modified Zener-Hollomon parameter Z_0 exceeds the critical value Z_c roughly about 10^{16} . Apart from, as Zener-Hollomon parameter Z increases up to the value Z_c by using multi-directional deformation mode controlling effect on grain refinement is passed from CDRX under warm working to CDRX under hot working while at the unidirectional deformation mode DRX under hot working was changed to CDRX under warm working.

The results of the present study justified the fact that multi-directional deformation mode assisted by CDRX process is of great efficiency for grain refinement of ferrite down to nanometre scale level.

Acknowledgements. This research is partly supported by Ministry of Education and Science of Ukraine, project # 2211.

[1] Yurkova AI, Byakova AV, Belots`ky AV, and Milman YuV, and Dub SN. Mechanical Behaviour of Nanostructured Iron Fabricated by Severe Plastic Deformation under Diffusion Flow of Nitrogen // Mater Sci Forum. – 2006. – Vols.503-504. – PP. 645-650.

[2] Yurkova A., Belots`ky A., Byakova A., Milman Yu., Dub S. Ultra fine grained iron that is fabricated by severe plastic deformation stimulated by diffusion flow of dopant element: structural features and mechanical behaviour // Met. Phys. Adv..Tech. –2006. – Vol. 28, No 10. – PP.1397-1420.

[3] A. I. Yurkova, Yu. V. Milman, and A. V. Byakova. Structure and Mechanical Properties of Iron Subjected to Surface Severe Plastic Deformation by Friction: I. Structure Formation // Russian Metallurgy (Metally). – 2010. – Vol. 2010, No. 4. – PP. 249–257.

[4] A. I. Yurkova, Yu. V. Milman, and A. V. Byakova. Structure and Mechanical Properties of Iron Subjected to Surface Severe Plastic Deformation by Friction: II. Mechanical Properties of Nano and Submicrocrystalline Iron // Russian Metallurgy (Metally). – 2010. – Vol. 2010, No. 4. – PP. 258–263.

ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ СТАЛИ 09Г2С С НАНО-, СУБМИКРОННОЙ СТРУКТУРОЙ

Яковлева С.П., Махарова С.Н., Мордовской П.Г., Борисова М.З.

Россия, ИФТПС им. В.П. Ларионова СО РАН, e-mail: s.p.yakovleva@iptpn.usn.ru

WEAR RESISTANCE OF 09Г2С STEEL WITH NANO-, SUBMICRON STRUCTURES

Yakovleva S.P., Makharova S.N., Mordovskoy P.G., Borisova M.Z.

Abstract. It is shown that the making of heterogeneous structure in ferritic-pearlitic steel being the “submicron ferritic matrix - nanoscale carbide phase” system allows a few times to improve wear-resistance. The evolution of the structure and microgeometry of the 09Г2С steel friction surfaces has been investigated; the major mechanisms of injury and features of wear kinetics indicating significant differences in the nature of the formation of tribological metal strength depending on the level of the structural elements dispersion have been identified.

Известно, что износостойкость ферритно-перлитных сталей зависит от количества и дисперсности структурно-свободного феррита, размера и формы карбидных частиц. В работах [1, 2] было показано, что деформационно-стимулированные процессы при низкотемпературном отжиге после холодного равноканального углового прессования (РКУП) обусловили получение в стали 09Г2С прочной субмикрокристаллической ферритной матрицы, армированной микро- и наноразмерными частицами карбидов; такая структура обеспечила технически значимое улучшение комплекса механических свойств (твердости, прочности, сопротивления хрупкому разрушению). Следует ожидать, что сталь 09Г2С с нано-, субмикронной структурой имеет и хорошие трибологические свойства. Авторами работы [3] повышение износостойкости высокоуглеродистой

стали было достигнуто за счет наноструктурирования только приповерхностных слоев; аналогичные результаты имеются и в работах исследователей объемного наноструктурного состояния сплавов. Цель данного исследования – определение износостойкости стали 09Г2С после РКУП и анализ процессов контактного разрушения для выявления особенностей формирования трибологических свойств конструкционных сталей с нано-, субмикрористаллической структурой.

Методика экспериментов. РКУП проводили при -20°C («холодное» РКУП); использовали цилиндрические образцы $\text{Ø}20 \times 80$ мм; угол пересечения каналов 90° , число проходов 2. Далее образцы отжигали 1 ч при 350 и 450°C . Структура после РКУП (исходная структура): средний размер ферритных областей с сильноразориентированной ячеистой структурой ≈ 5 мкм, карбидов $\approx 300 \dots 500$ нм. Структура после РКУП+ 350°C и РКУП+ 450°C : размер ферритных областей $\approx 1700 \dots 2000$ нм, минимальный радиус карбидных частиц ≈ 30 нм. Трибологические испытания выполнены на машине трения СМЦ-2 по схеме «диск-колодка», граничная смазка – машинное масло, нагрузка 170 Н, частота вращения вала 5 об/с. Величину массового износа, параметры микрогеометрии поверхностей трения образцов замеряли поэтапно через определенное число циклов трения (1500 в начале испытаний и 4500 в дальнейшем); один цикл соответствует пути трения, равному $1,96 \times 10^{-2}$ м. Поверхности трения фотографировали через 4500, 18000 и 36000 циклов.

Уровень износостойкости. Появление наноразмерных элементов в исходной субмикрористаллической структуре значительно улучшило показатели износостойкости и по массовому износу – в $2,5 \dots 2,75$ раза (рис. 1) и по интенсивности изнашивания. Лучшую износостойкость дала обработка по режиму РКУП+ 350°C : на стадии приработки снижение интенсивности изнашивания образцов составило 3,4 раза. Считается, что улучшение общей износостойкости за счет увеличения ее показателей на стадии приработки более благоприятно с трибологических позиций (часто потери массы при приработке составляют главную долю общего массового износа). Поскольку износостойкость в значительной степени определяется контактным взаимодействием деталей, исследованы механизмы повреждения фрикционных поверхностей (один из снимков приведен на рис. 2), также для выявления особенностей эволюции микрогеометрии поверхностей трения проведен статистический анализ профилометрических данных (изменение высотных параметров, изменение автокорреляционных функций АКФ профилограмм).

Эволюция фрикционных поверхностей. Выявлено, что доминирующие механизмы и кинетика износа образцов всех трех групп различны. Сталь после РКУП имеет наиболее интенсивное изнашивание на стадии приработки; на стадии установившегося трения изнашивание носит более монотонный характер. Сталь после РКУП+ 350°C с наноразмерными элементами структуры имеет наименьшую интенсивность изнашивания на стадии приработки и наиболее быстрый переход от стадии приработки к установившемуся трению. Далее изменение шероховатости носит периодический характер, что указывает на существенные различия в закономерностях динамического структурообразования при трении и процессов трибодеструкции наноструктурированной стали по сравнению с двумя другими состояниями стали. Сталь после РКУП+ 450°C при воздействии трибонагрузок претерпевает структурные превращения, обеспечивающие улучшение сопротивления износу; в результате на стадии установившегося трения интенсивность изнашивания снижена, а развитие процессов износа имеет стабильный характер.

Выявлено различие в характере изменения АКФ и их радиуса при изнашивании образцов стали 09Г2С с разным уровнем дисперсности структуры. Более высокие значения радиусов АКФ для наноструктурированной стали указывают на взаимосвязанную трибодеструкцию достаточно протяженных соседних участков активного слоя.

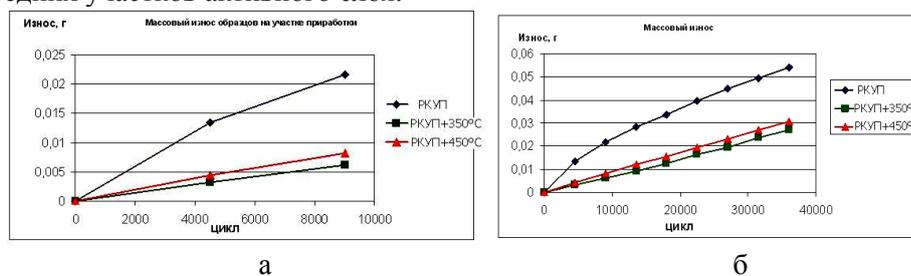


Рис. 1. Износостойкость образцов стали 09Г2С в различных состояниях: а – массовый износ на стадии приработки; б – общий массовый износ

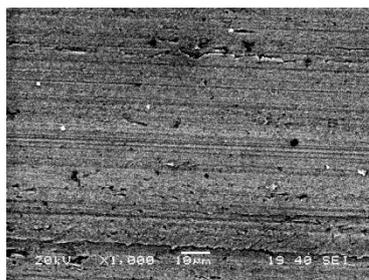


Рис. 2. Участок поверхности трения стали в состоянии РКУП+350°C (завершение стадии приработки)

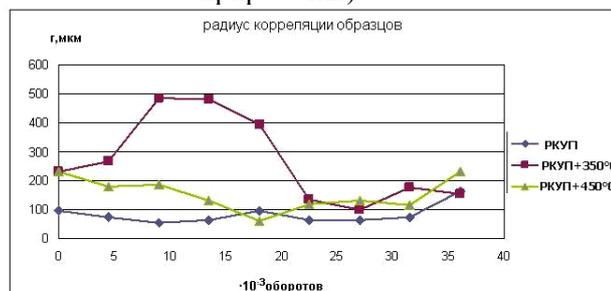


Рис. 3. Изменение радиуса автокорреляционных функций профилограмм поверхностей трения в процессе износа образцов стали 09Г2С в различных структурных состояниях

Закключение. Выявлены основные механизмы повреждения и особенности кинетики изнашивания контактных поверхностей, указывающие на существенные различия в природе формирования трибологической прочности стали 09Г2С в зависимости от уровня дисперсности структурных элементов. Создание гетерогенной структуры, представляющей собой систему «субмикронная ферритная матрица – наноразмерная карбидная фаза», позволило в несколько раз повысить износостойкость. Положительное влияние такой структуры на трибологические свойства обусловлено ее способностью к самоорганизации в виде динамических мезообъемных образований с высоким сопротивлением развитию процессов трибодеструкции. Присутствие микро- и наночастиц карбидной фазы ослабляет деформационное и адгезионное взаимодействие на площадках контакта, что повышает износостойкость (сдерживается интенсивность пластической деформации активного слоя, растет сопротивление материала трещинообразованию, снижается склонность к схватыванию).

1. Яковлева С.П., Махарова С.Н. Формирование наноразмерных элементов структуры при низкотемпературной рекристаллизации ферритно-перлитной стали после интенсивной холодной деформации /Тр. IV Евраз. симп. по проблемам прочности материалов и машин для регионов холодного климата Пленар. докл., Якутск: ЯНЦ СО РАН, 2008, С. 282-295.
2. Яковлева С.П., Махарова С.Н. Механические свойства стали 09Г2С при низкотемпературном отжиге после холодного равноканального углового прессования // Изв. Самарского научного центра РАН, 2010, № 1 (2), Т. 12 (33), С.589-591.
3. Макаров А. В., Коршунов Л. Г., Выходец В. Б., Куренных Т. Е., Саврай Р. А. Влияние упрочняющей фрикционной обработки на химический состав, структуру и трибологические свойства высокоуглеродистой стали // ФММ, 2010, № 5, Т.110, С.1-15.

***СЕКЦИЯ 4 - РАЗРАБОТКА И
ОПТИМИЗАЦИЯ ТЕХНОЛОГИЙ
ОБРАБОТКИ И ПРОИЗВОДСТВА
МАТЕРИАЛОВ И НАНОМАТЕРИАЛОВ,
ОСНОВАННЫХ НА ПРОЦЕССАХ
ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И
РАЗРУШЕНИЯ***

СНИЖЕНИЕ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ НА СВАРНЫХ СТЫКАХ

Адамов Р.Г., Семенов Я.С., Аргунова А.А.

Россия. Якутский государственный инженерно-технический институт
E-mail: yansemenov@mail.ru

LOWING OF THE RESUDIAL STRAIN ON WELDING JOINT

Adamov R.G., Semenov Y.S., Argunova A.A.

Annotation. This is work proposing on the method lowing of the residual stress on welding joint after on shock preparation.

Введение. Локальная обработка взрывом является одним из наиболее перспективных методов повышения несущей способности сварных соединений в условиях низких климатических температур Северо-востока России.

Деформации, вызванные взрывной обработкой (ВЗО) и должны скомпенсировать остаточные сварные напряжения, а это связано с энергией взрыва и геометрией расположения детонирующего заряда.

Методика оценки деформаций. Разработана методика нанесения на поверхность пластин взрывостойкого и термостойкого растра о линеатурой $66,6^{-1}$ мм [1-2].

Образцы - плоскопараллельные пластины с размерами 100x20x1,6 мм - были изготовлены из стали Ст3. На полированные поверхности 100x20 мм гальваническим способом осаждали слой хрома, на который, в свою очередь, наносили маску из фоторезиста ФП-383.

Затем образцы зажимали в пакет, совмещая поверхности с растрами, и шлифовали плоскости 100x1,6 мм.

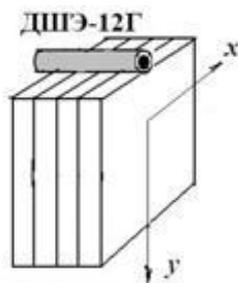


Рис.1. Схема взрывной обработки образца

ВЗО производили по поверхности 100x1,6 мм, располагая ось ДШЭ-12Г перпендикулярно плоскости растров (рис.1). Температура образцов перед взрывом составляла минус 7,5 С.

Муаровые картины при 10-кратном увеличении и косом освещении сфотографированы с помощью оптического микроскопа "Neofort - 21" (рис.2). Их расшифровку вели с помощью РС - "Хьюлетт - Паккард".



Рис.2. Картина Муаровых полос после взрывной обработки для последующей расшифровки.

При этом распределения деформаций по осям x и y интерполировали соответственно полиномами и экспоненциальными функциями. Разброс экспериментальных данных в основном незначительный - коэффициенты корреляции колебались в пределах от 0,976 до 0,996. Большим

разбросом характеризуются только деформации $\varepsilon_y(y)$. Они усреднялись по данным двух образцов, и соответственно коэффициент корреляции составлял всего 0,638.

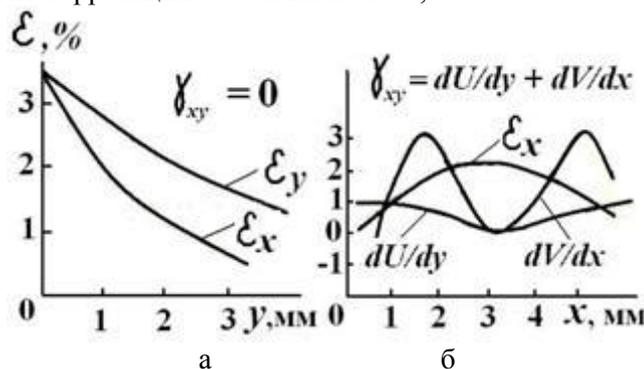


Рис.3. Распределение остаточных деформаций вдоль оси y (а) и x (б)

Как видно на рис.3, а, деформации ε_x и ε_y имеют различные значения. В различных зонах напряженно-деформированного следа (НДС) остаточные деформации также отличаются соотношениями между линейными и угловыми компонентами: периферийные области характеризуются более высоким уровнем угловых деформаций γ_{xy} (рис.2, б) [4].

В целом полученные результаты подтверждают справедливость физической модели, предложенной в [7] - релаксация напряжений за фронтом ударной волны сопровождается пластическим, "растеканием" металла по оси $x/\varepsilon_x > 0$, что, а свою очередь, обеспечивает формирование остаточных напряжений сжатия, компенсирующих остаточные напряжения растяжения повышающих температуру хладноломкости.

При практической взрывной обработке детонационный шнур располагается в виде нескольких витков. Оценим действие нескольких витков.

Пусть уплотнение, вызванное ударным импульсом одного витка, падает с расстоянием по закону

$$\rho = \rho_0 (R_0 / R)^2$$

где ρ_0 - невозмущенная плотность.

Однако, при технологии обработки детонационными шнурами ставится вопрос суперпозиции деформаций, которая может быть описана в виде суперпозиции фронтов от каждого витка детонационного шнура.

$$v_\phi = \sum_{i=1}^n v_i = \sum_{i=1}^n p_i (R_{0i} / R) (\sin^2 \alpha_i / \cos \alpha_i)$$

Список литературы

1. Исследование полей напряжений и деформаций при поверхностном взрывном упрочнении сварных соединений металлических конструкций / В.Г.Петушкоа, Ю.И.Фадееенко, В.В.Якубовский и др. // Автомат.сварка. - 1988. - № 9. - С.21-23.
2. Новопащин М.Д., Адамов Р.Г. Методика получения термостойкого растра // Оптико-механические методы исследования деформаций и напряжений: Тр. Зсесоюз, семинара, Днепропетровск, 15-17 июля 1978 г. - Днепропетровск: Б.и., 1978. - С.21-22.
3. Дюрелли А., Парке Б. Анализ деформаций с использованием муара. - М.: Машиностроение, 1974. - 359 с.
4. Влияние взрывной обработки сварных соединений некоторых конструкционных сталей на характеристики прочности и трещиностойкости в связи с анализом структурного состояния металла / А.Я. Красовский, Г.Н. Надеждин, В.Н. Красико и др. // Высокоэнергетическое воздействие на материалы: Тр. IX Межд. Конф., Новосибирск: Б.и., 1986. - с. 79-84.
5. Ларионов Е.П., Яковлева С.П., Соболенке Т.М., Гаврильвв И.Н. Влияние обработки взрывом на микропроцессы деформации и разрушения низкоуглеродистой стали при растяжении //

Высокоэнергетическое воздействие на материалы: Тр. IX Межд. Конф., Новосибирск: Б.и., 1986. - С.35--89.

6. Гордиенко Л.К. Субструктурные упрочнения металлов и сплавов. - М.: Наука, 1974. - 224 с.

7. Петушков В.Г., Фадеенко Ю.И. О взрывной обработке сварных соединений // ФГВ. - 1960. - № 5. - С.64-68.

РАСЧЕТ КАЛИБРОВ ЧЕТЫРЕХВАЛКОВЫХ КЛЕТЕЙ ДЛЯ ПРОФИЛИРОВАНИЯ КРУГЛОЙ СВАРНОЙ СТАЛЬНОЙ ТРУБЫ

Акопян К.Э., Колобов А.В., Селезнев М.С., Трусов В.С., Юсупов В.С.

РФ, Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, kaakopyan@yandex.ru

THE CALCULATION OF THE GAUGES OF 4-ROLLS STANDS DURING THE PROFILING OF ROUND WELDED STEEL PIPE

Akopyan K.E., Kolobov A.V., Seleznev M.S., Trusov V.S., Yusupov V.S.

The calculation of gauges of 4-rolls stands during the profiling a circular tube in four gauge, based on the assumption that the first through third gauges absolute reduction is the same, and the last - in half, to ensure the accuracy of geometric dimensions and reduces the possibility of deflection of the walls.

В настоящее время объем производства профильных стальных труб квадратного и прямоугольного сечения постоянно растет. Их широко используют в строительстве и других отраслях промышленности. Многие предприятия производят такие трубы, однако в литературе мало сведений относительно технологии производства профильных труб, в особенности, когда дело касается методики расчета калибровки.

Получить профильную трубу квадратного сечения можно разными способами. В данной работе рассматривается профилирование в потоке ТЭСА 127-426 за четыре прохода в калибрах, образованных двумя горизонтальными приводными и двумя вертикальными неприводными валками. Методика расчета калибровки в данном случае сводится к расчету геометрии калибров во всех четырех клетях. При расчете калибровки были установлены следующие допущения:

- 1) периметр заготовки не изменяется в процессе профилирования;
- 2) длина участков L_1 и L_2 во время профилирования не меняется (рис. 1);

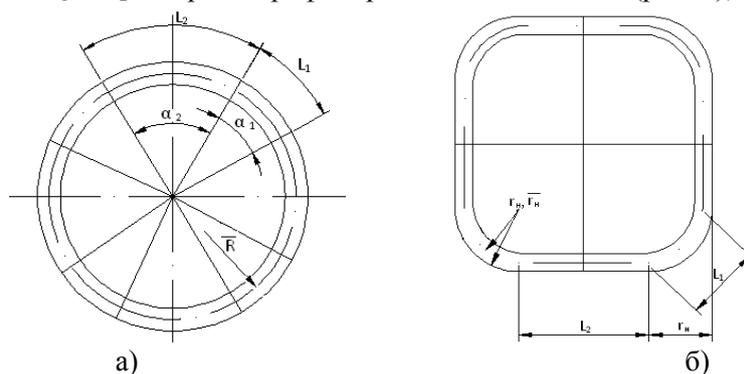


Рис. 1. Схема сечения исходной заготовки (а) и конечного профиля (б) с обозначением участков разгиба L_2 и сгиба L_1

Из рис. 1 видно, что:

$$\frac{1}{\alpha_1} = \frac{2\pi\bar{R}}{L_1} \quad \text{и} \quad \frac{1}{\alpha_2} = \frac{2\pi\bar{R}}{L_2} \quad \text{и} \quad \alpha_1 + \alpha_2 = \frac{\pi}{2} \quad (1)$$

3) Валки последней клетки КК4 должны быть плоскими (или иметь цилиндрическую бочку).

Форму валков клеток КК1-КК3 принимаем однорадиусными, с радиусом проточки R_{np} (рис. 2, а)

В каждом из 1-3 калибров участок:

$$\bar{L}_2 = \bar{R}_{npi} \times \alpha_{2i} = \frac{\pi(\bar{R} - \bar{r}_H)}{2}, \quad \text{то есть} \quad r_{Hi} = \frac{\bar{L}_1}{\pi/2 - \alpha_{2i}} \quad (2)$$

Из схемы на рис. 2(б) ширину калибра определим как:

$$\bar{H}_{кал} = H_2 + 2 \frac{H_1}{\sqrt{2}} + 2H_3 \quad (3)$$

$$H_{кал} = \bar{H}_{кал} + S$$

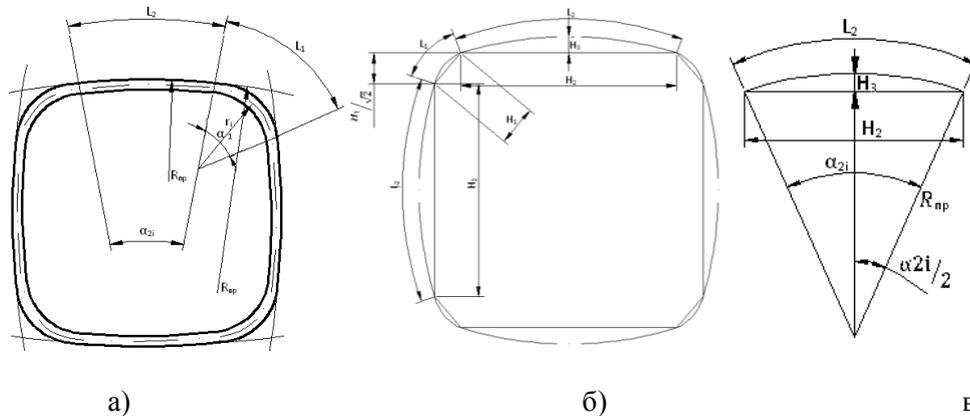


Рис. 2. Схема поперечного сечения заготовки в калибрах КК1-КК4, разбитая на участки разгиба и сгиба (а); схемы к расчету высоты калибра (б, в)

Найдем каждое из слагаемых:

$$H_2 = 2R_{npi} \times \sin \frac{L_2}{2R_{npi}} \quad (4)$$

Причем для всех калибров:

$$\alpha_{21} \times R_{npi} = \alpha_{22} \times R_{npi} = \alpha_{2i} \times R_{npi} = L_2,$$

поскольку L_2 – постоянная величина.

$$H_1 = 2\bar{r}_{Hi} \times \sin \frac{\alpha_{1i}}{2}, \quad \text{где} \quad \bar{r}_{Hi} = \frac{L_1}{\alpha_{1i}}, \quad \text{а} \quad \alpha_{1i} = \frac{\pi}{2} - \alpha_{2i} = \frac{\pi}{2} - \frac{L_2}{R_{npi}}$$

тогда из схемы на рис. 2 (в) видно:

$$\bar{H}_{кал} = H_2 + 2 \frac{H_1}{\sqrt{2}} + 2H_3 = 2R_{npi} \times \sin \frac{L_2}{2R_{npi}} + \frac{2}{\sqrt{2}} \times \frac{2L_1}{\frac{\pi}{2} - \frac{L_2}{R_{npi}}} \times \sin \left[\frac{\left(\frac{\pi}{2} - \frac{L_2}{R_{npi}} \right)}{2} \right] + \quad (5)$$

$$+ 2R_{npi} \left(1 - \cos \frac{L_2}{R_{npi}} \right)$$

Эта зависимость $\bar{H}_{кал}$ – высоты i -ого калибра (расстояния по дну калибра) от радиуса проточки вала. Отсюда можно определить R_{npi} по заданной $\bar{H}_{кал}$.

Теперь, если принять режим обжатий, то можно найти все размеры калибров.

4) Принимаем режим абсолютных обжатий:

$$\Delta h_1 = \Delta h_2 = \Delta h_3 = 2\Delta h_4,$$

то есть во всех клетях абсолютное обжатие одинаковое, а в последней – в два раза меньше, чтобы обеспечить точность геометрических размеров и снижение возможности прогиба стенок.

НАУЧНОЕ ОБОСНОВАНИЕ И ТЕХНИЧЕСКИЕ РЕШЕНИЯ РЕСУРСОСБЕРЕГАЮЩИХ ТЕХНОЛОГИЙ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЕЙ РАЗНЫХ СПОСОБОВ ПРОИЗВОДСТВА

Афанаскин А.В., Кузовлева О.В., Пантюхин О.В., Тихонова И.В., Гвоздев А.Е., Власов К.В.

Россия, Администрация г. Пущино, Тульский государственный университет, kusovleva@yandex.ru

SCIENTIFIC SUBSTANTIATION AND TECHNICAL SOLUTIONS OF RESOURCE-SAVING TECHNOLOGIES OF THERMOMECHANICAL PROCESSING OF THE FAST-CUTTING STEEL OF DIFFERENT WAYS OF MANUFACTURE

Afanaskin A.V., Kusovleva O.V., Pantuhin O.V., Tihonova I.V., Gvozdev A.E., Vlasov K.V.

In this work researches of the fast-cutting steel of marks R6M5 and R6M5-MP were performed and development laws of increased plasticity and superplasticity effects in this steel were established.

Проведены комплексные исследования типичных представителей наиболее применяемых промышленных быстрорежущих сталей: Р6М5 – традиционного слиткового передела и Р6М5-МП – порошкового производства [1].

Разработаны математические модели, связывающие сопротивление деформации, пластичность, скоростное упрочнение, эффективную энергию активации пластического течения с температурой и скоростью деформации при растяжении и сжатии [2, 3].

Установлены закономерности развития эффектов повышенной пластичности и сверхпластичности [4].

На основе структурной модели пластического сдвига по большеугловой границе разработана методология определения энергии активации сверхпластической деформации, когда релаксация напряжений обеспечивает мягкое проскальзывание по границам зёрен и фазовых составляющих и способствует аккомодации соседних зёрен и фаз. Получено уравнение для расчетов энергии активации процессов сверхпластической деформации сталей и сплавов [5].

По экстремальным значениям критериев определены термомеханические режимы реализации повышенной пластичности и сверхпластичности [6].

Установлено, что в условиях сверхпластичности и реализации экстремальных эффектов при сжатии происходит формирование в заготовках металлорежущего инструмента, полученных по разработанным способам, повышенных эксплуатационных характеристик за счёт повышения структурной однородности и равномерности распределения фазовых составляющих [7, 8].

Разработаны новые ресурсосберегающие способы получения заготовок металлорежущего инструмента из сталей типа Р6М5, защищённые патентами [9, 10, 11].

Список литературы

1. Комплексный подход к исследованию экстремальных эффектов и сверхпластичности в металлических системах / А.Е. Гвоздев, О.В. Кузовлева, О.В. Пантюхин, И.В. Тихонова, В.Ю. Кузовлев., А.В. Кондрашина, А.В. Афанаскин // Тула: Издательство ТулГУ, 2011. – 114 с.
2. Расчет процессов обработки металлов давлением с применением метода конечных элементов / Е.М. Селедкин, А.В. Афанаскин, А.С. Пустовгар // Тула. – ТулГУ. – 2001. – 97 с.
3. Многофакторные математические модели изотермической сверхпластичности инструментальных сталей У8, Р6М5 и 10Р6М5-МП / А.Е. Гвоздев, А.С. Пустовгар, А.В. Афанаскин, А.В. Мишкова // Известия ТулГУ. Серия «Химия и электрофизикохимические воздействия на материалы» – Тула: ТулГУ, 2002. – С. 47–59.
4. Гвоздев А.Е. Закономерности развития сверхпластичности сталей Р6М5 и 10Р6М5-МП / А.Е. Гвоздев, А.В. Афанаскин, Е.А. Гвоздев // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2002. – № 6. – С. 32–36.
5. Шоршоров М.Х. К определению энергии активации сверхпластической деформации при одноосном растяжении / М.Х. Шоршоров, И.В. Тихонова, А.В. Афанаскин, А.Е. Гвоздев // Материаловедение. – 2003. – № 7. – С. 8–12.

6. Пустовгар А.С. Об эффекте сверхпластичности инструментальных сталей и алюминиевых сплавов / А.С. Пустовгар, Н.Е. Стариков, А.В. Афанаскин, О.В. Кузовлева, А.Е. Гвоздев // Деформация и разрушение материалов. – 2008. – № 7. – С. 13–20.
7. Гвоздев А.Е. Оптимизация режима сверхпластического деформирования заготовок из труднодеформируемых сталей / А.Е. Гвоздев, Е.М. Селедкин, Д.П. Черных // Производство проката. – 2005. – №11. – С. 2–8.
8. Гвоздев А.Е. Деформация, структурообразование и разрушение стали Р6М5 / А.Е. Гвоздев, О.В. Кузовлева, А.В. Кондрашина // Деформация и разрушение материалов. – 2007. – №8. – С. 25–31.
9. Пат. № 2219255 Российская Федерация, РСТ. / Способ обработки быстрорежущей стали / А.Е. Гвоздев [и др.]; заявитель и патентообладатель Тульский государственный университет. – № 2219255; заявл. 09.08.02; – 5 с.: ил.
10. Пат. 2287593(2005117663) Российская Федерация, РСТ. / Способ обработки быстрорежущей стали / А.Е. Гвоздев [и др.]; заявитель и патентообладатель Тульский государственный университет. – № 2287593(2005117663); заявл. 07.06.05; опубл. 20.11.06, Бюл. № 32 – 6 с.: ил.
11. Пат. 2007107236/02 (2337977) Российская Федерация, РСТ. / Способ обработки быстрорежущей стали / А.Е. Гвоздев [и др.]; заявитель и патентообладатель Тульский государственный университет. – № 2007107236/02; заявл. 26.02.07; опубл. 16.05.08, Бюл. № 31 – 5 с.: ил.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ДОПУСТИМЫХ РАДИАЛЬНЫХ ОБЖАТИЙ ЗАГОТОВКИ ПРИ ПОВЕРХНОСТНОМ ПЛАСТИЧЕСКОМ ФОРМООБРАЗОВАНИИ

Афонин А.Н.

Россия, ФГОУ ВПО «Государственный университет-УНПК», af@au.ru

DEFINITION OF ADMISSIBLE RADIAL SWAGINGS OF PREFORM AT SURFACE PLASTIC FORMING

Afonin A.N.

The technique of simulation fracture of a material of workpiece is described at a surface plastic Forming by a finite element method and a choice of damage criteria. The rational radial swagings received at simulation are resulted.

В науке и технике принято разделять пластическую деформацию твердых тел на объемную и поверхностную. Однако, в современной промышленности нашли широкое применение способы обработки материалов пластическим деформированием, занимающие промежуточное положение между обработкой поверхностным пластическим деформированием (ППД) и объемной обработкой давлением. К ним относятся различные способы накатывания на поверхности детали различных профилей: резьб, шлицев, зубьев, кольцевых канавок и т.д. При обработке изделий данными методами пластической деформации подвергается лишь поверхностный слой деформируемого тела, однако при этом имеет место существенное изменение его формы путем образования на поверхности тела периодически повторяющихся или единичных выступов и впадин. В связи с этим их можно выделить эти методы в отдельную группу: поверхностное пластическое формообразование.

Напряженно-деформированное состояние при поверхностном пластическом формообразовании носит сложный объемный характер. Наличие схемы объемного несимметричного сжатия в зоне пластической деформации определяет основные особенности этого процесса: возможность значительных пластических деформаций без разрушения деформируемого металла и значительное упрочнение поверхностных слоев в процессе деформации и связанное с этим повышение статической и усталостной прочности накатанных профилей.

Однако, широкое применение способов обработки материалов поверхностным пластическим формообразованием в отечественной промышленности сдерживается недостаточной изученностью данных процессов. В частности, отсутствуют научно обоснованные рекомендации по определению

допустимых радиальных обжатий (глубины внедрения инструмента в заготовку). При значительных радиальных обжатиях степень деформации металла превосходит допустимую, что ведет к разрушению витка накатываемых профилей. Для определения допустимых значений радиальных обжатий необходимо исследовать поля напряжений и деформаций в заготовке. Сложный, объемный характер напряженно-деформированного состояния при поверхностном пластическом формообразовании требует для этого использования численных методов, в частности метода конечных элементов (МКЭ) [1, 2]. Из программных продуктов, основанных на МКЭ, наиболее предпочтительным для моделирования поверхностного пластического формообразования является DEFORM.

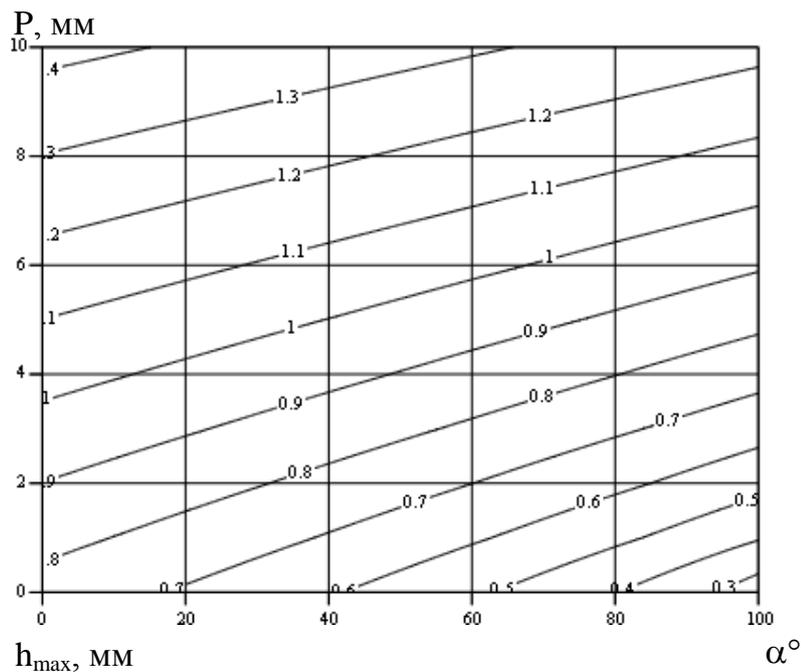
Наиболее распространенным, и в то же время одним из самых сложных в изготовлении видов профилей являются резьбы. Остальные виды профилей в общем случае можно рассматривать как разновидности резьб, имеющие угол подъема винтовой линии 90° (шлицы) или 0° (кольцевые канавки). Таким образом, при анализе процессов поверхностного пластического формообразования можно ограничиться рассмотрением технологии изготовления резьб [3].

Разрушение поликристаллических металлов в монотонных процессах пластической деформации с достаточно высокой достоверностью может быть предсказано с помощью нормализованного критерия разрушения Кокрофта – Лейтема [1]. В связи с этим был проведен вычислительный эксперимент по моделированию полей напряжений, деформаций и нормализованного критерия разрушения Кокрофта – Лейтема при поверхностном пластическом формообразовании. В качестве независимых переменных выбраны: шаг P от 1 до 5 мм; угол профиля α от 30 до 90 градусов; радиус при вершине r от 1 до 5 мм; глубина h предварительно сформированной канавки 0,1 мм, от 30 до 90 градусов и от 1 до 5 мм соответственно; диаметр инструмента D_n 20... ∞ мм; диаметр заготовки d_3 10... ∞ мм; текущее радиальное обжатие δh от 0,05 до 5 мм.

Результаты вычислительного эксперимента подтверждены натурным экспериментом по накатыванию кольцевых канавок. Путем регрессионного анализа результатов вычислительного эксперимента получены формулы, связывающие величину эквивалентных деформаций, сил деформирования и максимального значения нормализованного критерия Кокрофта – Лейтема с технологическими параметрами поверхностного пластического формообразования. Из данных формул получены значения максимально допустимого значения радиальных обжатий заготовки, при которых величина нормализованного критерия Кокрофта – Лейтема не превысит критического значения (для сталей 0,65). Для случая накатывания треугольных резьб на заготовках из стали 45 подобная зависимость имеет вид:

$$h_{max} = \sqrt{0,682 - 0,21\delta h + 2,14\delta h^2 + 0,00135D_n - 0,0000308D_n d_3 - 0,0107d_3 + 0,0108P + 0,0021P^2 + 0,045\alpha - 0,02}$$

Контурный график максимально допустимых значений накопленного радиального обжатия для накатывания треугольных резьб на заготовках из стали 45 приведены на рис. 1.



$$D_n = 100 \text{ мм}; d_3 = 50 \text{ мм}; \delta h = 0,2 \text{ мм}$$

Рис. 1. Максимально допустимые значения накопленного радиального обжатия при накатывании треугольных резьб на заготовках из стали 45.

Из полученных зависимостей можно сделать вывод о том, что наибольшее влияние на допустимые значения накопленного радиального обжатия при накатывании резьб оказывают текущее радиальное обжатие и шаг накатываемой резьбы. Влияние остальных факторов менее значительно.

На основе проведенных исследований разработаны следующие рекомендации по совершенствованию конструкции инструмента и технологии накатывания резьб и профилей на заготовках из труднообрабатываемых или предварительно упрочненных материалов.

При проектировании технологии поверхностного пластического формообразования необходимо чтобы максимальные значения нормализованного критерия разрушения Кокрофта - Лейтема, определяемые из расчета, не превышали допустимого для заданного материала заготовки значения.

При невозможности исключить превышение допустимых значений напряжений и деформаций за счет рационального закона изменения радиальных обжатий необходимо использовать комбинированную режущо-деформирующую обработку.

Литература

1. Афонин А.Н. Моделирование разрушения материала заготовки при резьбоформовании методом конечных элементов // Сб. матер. Третьей междунар. конф. «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов». М: Интерконтакт Наука, 2009, т. 2– С. 287-289.
2. Киричек А.В., Афонин А.Н. Исследование напряженно деформированного состояния резьбонакатного инструмента и заготовки методом конечных элементов // СТИН. 2007, №7. – С. 21-25.
3. Киричек А.В., Афонин А.Н. Резьбонакатывание. Библиотека технолога. - М.: Машиностроение, 2009. – 312 с.

ВЛИЯНИЕ ВНЕШНИХ СРЕД НА ПРОЦЕССЫ ГОРЯЧЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Бердичевский Е. Г.

Россия, ГОУ ВПО «Новгородский государственный университет имени Ярослава Мудрого»,
e-mail:bersev@mail.ru

INFLUENCE OF ENVIRONMENTS ON THE PROCESSES OF HOT PLASTIC DEFORMATION

Berdichevskiy E. G.

It is shown that a hot a deposit of rings in various external lubricant environments contacts pressure and the mechanism of superficial destruction of a stamp changed.

Вопросы влияния внешних активных сред на процессы деформации представляют не только научный, но и прикладной интерес, так как многие ответственные технологические операции, основанные на пластическом формоизменении (прокатка, ковка, горячая штамповка), реализуются с использованием смазочных материалов, подаваемых в зону обработки.

Интерес к изучению роли смазочных сред в процессах горячей пластической деформации (ГПД) возрос в последние годы в связи с возможностью использовать в качестве активного компонента смазочных сред наноматериалов (так называемые наномодификаторы трения [1]). Наноматериалы могут воздействовать на мезо– и макроуровне на параметры пластического контакта штампа с деформируемым металлом существенно изменяя схему напряженно-деформированного состояния.

Известно, что введение в смазочный материал наночастиц углерода в виде фуллереновой черни и сажи позволило существенно снизить величину контактных напряжений и степень неоднородности деформации. В настоящей работе поставлена задача рассмотреть влияние на пластическую деформацию наноматериалов природного происхождения. В частности, в качестве активного компонента рассматривался нанокристаллический бемит, производимый из алюминия по технологии гидротермального синтеза в виде порошков с размерами частиц 2-3 мкм [2].

Порошок бемита вводился в состав стандартной эмульсии «Укринол-1» диспергированием механической мешалкой и ультразвуком. Концентрация бемита в масляной фазе эмульсии варьировалась от 0 до 15%. В процессе стендовых испытаний производилась осесимметричная плоскопараллельная осадка колец из сплава А12 при степени деформации 50%. По методике, изложенной в [3], определялись такие показатели, как отношение касательных и нормальных напряжений на контактной поверхности (коэффициент пластического трения), неоднородность деформации, микрогеометрия контактной поверхности. Деформация колец осуществлялась при нанесении на рабочую поверхность штампа эмульсий, содержащих различные концентрации нановещества – бемита. У эмульсий по стандартной методике на четырехшариковой машине трения определялись два показателя: нагрузка начала разрывов смазочной пленки P_k и предельная нагрузка полного разрушения смазочной пленки P_c [4].

Результаты испытаний, приведенные в таблице 1, свидетельствуют о существенном влиянии наномодификаторов трения на процесс ГПД. Просматривается четкая корреляция между прочностными свойствами смазочных пленок и коэффициентом пластического трения.

Таблица 1 – Результаты испытаний

Концентрация бемита в масляной фазе эмульсии, %	Коэффициент пластического трения (отношение контактных касательных и нормальных напряжений)	Нагрузки разрыва смазочной пленки	
		начальная P_k , Н	предельная P_c , Н
0	0,38	210	280
5	0,32	240	320
10	0,28	270	300
15	0,24	300	410

Объяснить полученные результаты можно введением корректив в физические модели поверхностных явлений при ГПД. Акты разрушения контактных поверхностей при ГПД обусловлены ростом и ветвлением микро- и субмикротрещин при применении растягивающих касательных напряжений. С позиций мезомеханики разрушения процесс лавинообразного развития поверхностных трещин есть разновидность коррозии под напряжением. Ведущим механизмом коррозионного растрескивания под напряжением является усталостное разрушение, возникающее при периодических или закономерных механических воздействиях в комбинации с механическим активируемым воздействием внешней среды.

Влияние смазочных сред на процессы хрупкого разрушения микрообъемов при коррозии под напряжением (что имеет место при ГПД) проявляется, во-первых, в снижении растягивающих напряжений (напряжений трения). Это в свою очередь приводит к снижению числа раскрывшихся микротрещин на мезо- и наноуровнях и к снижению скорости их распространения. Во-вторых, наноконпоненты смазочных материалов, адсорбируясь на берегах трещин, снижают их поверхностную энергию, что приводит к снижению темпов диссипации энергии и понижают энтропию трещинообразования.

Под влиянием химических реакций между внешней средой с наноконпонентами и деформируемыми металлами может происходить изменение физико-химических свойств металла, вызывающих дополнительный приток дислокаций и, следовательно, упрочнение металла. В некоторых случаях наличие в смазочном материале наноразмерных частиц (в частности, бемита) может привести к «залечиванию» микротрещин и тем самым к снижению интенсивности поверхностного разрушения при ГПД.

Нужно отметить, что внешние среды могут оказывать отрицательные действия и форсировать разрушение деформируемых поверхностей. Так, возможно проявление эффекта Ребиндера, т.е. расклинивающего действия адсорбированных в вершине трещины поверхностно-активных веществ. Ребиндер полагает, что при этом изменяется активационный барьер флуктуационного развития трещин, сопровождающих разрушение. При малой межфазной поверхностной энергии возможно даже самопроизвольное диспергирование материала с образованием частиц $10^{-8} \div 10^{-3}$ м. Некоторые реакции между компонентами смазки и металлом могут стимулировать пластифицирование и разрушение деформируемых поверхностей.

Развивая представления о поверхностном разрушении при ГПД как о процессе коррозии под напряжением, можно сформулировать основные требования к смазочным средам: они должны быть ингибиторами коррозии. Эффективность ингибиторов оценивается набором энергетических показателей, например, энергией активации трибохимических реакций в зоне деформации. Наноматериалы являются активными катализаторами многих реакций, нереализуемых в нормальных условиях [5]. Поэтому их влияние на процессы деформации и разрушение может быть весьма значимым.

Исследования выполнены при поддержке Целевой программы «Развитие научного потенциала высшей школы (2009-2001 годы) проект рег. № 2.1.2/5384

Список литературы

1. Бердичевский Е.Г. Модификаторы трения как основа смазочных композиций для металлообработки// *Фундаментальные и прикладные проблемы техники и технологии*. – 2010. – №5. – С.43 – 46.
2. Мазалов Ю.А. и др. Применение нанокристаллического бемита в триботехнике: Тезисы докладов научно-практической конференции «Нанотехнологии–производству». – Фрязино, 2009. – С.107–111.
3. Фадеев А.Ф. Экспрессный метод оценки эффективности технологических смазок для горячего деформирования металлов// *Трение и износ*. Т.13. – Минск: Наука и техника, 1992. - №3. – С. 520-523.
4. ГОСТ 9490–75. Метод определения смазывающих свойств на четырехшариковой машине трения. – М.: Изд-во стандартов, 1975.
5. Бердичевский Е.Г. Трибохимические свойства нанокристаллического бемита как присадок к смазочным маслам. Сб. трудов 2-й Международной конференции «Техническая химия. От теории к практике». – Пермь, 2010. – С.72-76.

МЕХАНИЗМЫ РЕАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧНОСТИ И ДЕФОРМИРУЕМОСТИ В ХРОМЕ И СПЛАВАХ АЛЮМИНИЯ И МЕДИ ПРИ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ

Боголюбова Д.Н., Тихонова И.В., Гвоздев А.Е.

Тульский Государственный Университет, bogdarya@bk.ru

IMPLEMENTATION MECHANISM OF PLASTICITY AND DEFORMABILITY IN CHROMIUM AND OF ALUMINUM AND COPPER ALLOYS AT HOT DEFORMATION.

Bogolyubova D.N., Tihonova I.V., Gvozdev A.E.

The target of this research is the regularity of striking changes of the structure and properties of БрХ2 bronze, АК8 alloy and chrome after the hot deformation for the identification of the softening processes nature and setting the deformation temperature. The temperature influence under the uniaxial tension on the mechanical properties of БрХ2, the alloy of АК8 and Chrome with the velocity of 10 “С” has been researched. This data do allow noticing the anomalies of plasticity properties after the hot deformation: the phenomena of hyper plasticity or its dip. The subjects of researches made it possible to evaluate the activation energy. The entire set of researches is the evidence of the integral cause of the package defects influence on the plasticity characteristics after the hot deformation.

Горячая деформация – один из самых распространенных способов получения полуфабрикатов. Известно, что при горячей деформации одновременно развивается целый ряд процессов, ведущих к разупрочнению. Поэтому важное значение имеют механизмы пластичности и деформируемости материалов при горячей деформации.

В работе исследованы закономерности изменения структуры и свойств бронзы БрХ2, сплавов типа АК8 и хрома при горячей деформации. Влияние температуры деформирования на механические характеристики материалов изучалось при одноосном растяжении со скоростью 10^{-3} с^{-1} . Микроструктура в исходном состоянии под влиянием температуры изучалась в продольном сечении головок разрывных образцов, микроструктура, сформированная под совместным влиянием температуры и деформации, изучалась в косом сечении вблизи места разрушения образцов.

Установлено влияние температуры деформирования на поведение предела прочности и относительного удлинения бронзы марки БрХ2. Увеличение температуры деформирования от 20 до 600 °С приводит к уменьшению предела прочности в 5,6 раза. Относительное удлинение сплава БрХ2 в зависимости от температуры испытания изменяется немонотонно, достигая минимальных значений при температурах деформации, равных 400...500 °С. По значениям критерия влияния частиц второй фазы на процесс разрушения (β), представляющего собой отношение объемной доли частиц хрома на поверхности разрушения к объемной доле хрома на поверхности микрошлифа, установлено, что в бронзе БрХ2 в интервале температур 400...500 °С магистральная трещина, избегая частицы хрома, распространяется по α -твердому раствору ($\beta < 1$). Значимый рот зерна в головках разрывных образцов бронзы марки БрХ2 отмечен при нагреве выше 400 °С. Поведение параметров микроструктуры на шлифах, приготовленных вблизи места разрыва, свидетельствует о развитии процесса динамической рекристаллизации в бронзе при высокотемпературных испытаниях по механизму миграции границ зерен. Размер зерна вблизи места разрушения в 1,2 раза больше, чем в головках разрывных образцов.

Предположительно охрупчивание бронзы БрХ2, может быть вызвано тем, что при температурах нагрева, начиная с 400 °С, увеличивающаяся растворимость примесей и легирующих элементов в α – твердом растворе способствует началу развития процесса перераспределения чужеродных атомов, ранее располагающихся на границах зерен. Последний приводит к образованию упрочненной приграничной зоны с сопротивлением деформирования, отличающимся от сопротивления внутренней части зерна. Наличие подобной упрочненной приграничной прослойки препятствует эстафетной передаче деформации от зерна к зерну, что приводит к падению характеристик пластичности. Увеличивающаяся равномерность распределения чужеродных атомов при температуре выше 500 °С приводит к выравниванию сопротивления деформированию в приграничных участках и в объеме зерна, результатом которого является восстановление характеристик пластичности.

Изучено влияние температуры деформирования (300...500 °С) на характеристики механических свойств сплава АК 8 и сплава, аналогичного состава, не содержащего медь, предварительно отожженных при 500 °С. С увеличением температуры деформации предел прочности монотонно уменьшается. Относительное удлинение изменяется немонотонно, достигая максимальных значений (60%) при температуре деформирования 400 °С. Температура деформации оказывает существенное влияние на форму, размер и строение границ зерен алюминиевых сплавов. После деформации при 300 °С вблизи поверхности разрушения фиксировали преимущественно вытянутые вдоль оси деформации зерна. Неоднородная структура получена при 400 °С: наряду с вытянутыми зернами появляются области равноосных мелких зерен. На гистограммах распределения площадей зерен по размерам четко зафиксированы два максимума (бимодальное распределение). При высокотемпературной деформации (500 °С) микроструктура представлена равновеликими зернами, в некоторых случаях обнаружены границы зерен, имеющие зубчатое строение.

Проведенный комплекс исследований позволил идентифицировать природу процессов разупрочнения сплавов типа АК 8 при горячей деформации. Деформация при 300 °С сопровождается развитием динамического возврата. При повышенных температурах деформации протекает динамическая рекристаллизация по разным механизмам. Дробление вытянутых зерен с образованием субзерен происходит в процессе деформации при 400 °С. Динамическая рекристаллизация по механизмам образования зародышей и миграции границ характерна для деформации при 500 °С. Рассчитана энергии активации процессов, развивающихся при горячей деформировании образцов в интервале температур 300...400 °С: 45 кДж/моль для сплава АК 8 и 33 кДж/моль для сплава, не содержащего медь. Полученные значения по порядку величины соответствуют зернограничному проскальзыванию. По модели Кобле рассчитаны значения размеров зерен, необходимых для реализации процессов диффузионной ползучести. Показано, что в образцах, деформированных при 400 °С мелкозернистые области имеют размер зерна ≈ 20 мкм, достаточный для развития ползучести Кобле, которая может способствовать зернограничному проскальзыванию, приводящему к наблюдаемой повышенной пластичности.

Испытания на растяжения образцов хрома чистотой 99,95 % в интервале температур деформации 600 – 1500 °С выявили немонотонное изменение характеристик механических свойств. В интервале температур деформации 300 – 600 °С происходит увеличение предела прочности примерно на 40%, дальнейшее повышение температуры сопровождается разупрочнением материала. При температуре деформации 1100 °С относительное удлинение достигает величины 160 %. Провал значений относительного сужения отмечен при температуре 1350 °С.

В головках разрывных образцов изучено влияние температуры на изменение параметров зеренной структуры, микротвердость и характеристики ее рассеяния. Существенное увеличение размера зерен наблюдается при температурах нагрева выше 1250 °С. На неоднородность внутреннего строения обнаруженных укрупненных зерен указывает рост дисперсии микротвердости в образцах, нагретых в интервале температур 1250 – 1500 °С. При температурах испытания 600 и 800 °С вблизи поверхности разрушения наблюдали волокнистую структуру. Динамическая рекристаллизация по механизму дробления вытянутых зерен с образованием субзерен происходит в процессе деформирования вблизи 1100 °С, следствием процесса является эффект сверхпластичности. Динамическая рекристаллизация по механизму образования зародышей и миграции границ характерна для высокотемпературной деформации (1250 – 1500 °С) и сопровождается падением относительного сужения. Методом термоактивационного анализа определили энергии активации процесса пластической деформации в разных интервалах температур. В низкотемпературном интервале до 800 °С энергия активации равна 13,5 кДж/моль и соответствует процессу дислокационного скольжения. Значение энергии активации 38,5 кДж/моль в интервале температуры испытания 800 – 1150 °С близко к энергии активации зернограничного проскальзывания. При высокотемпературной деформации (выше 1250 °С) значение энергии активации (220 кДж/моль) соответствует по порядку величины энергии активации объемной диффузии.

Комплекс проведенных исследований свидетельствует о существенном влиянии энергии дефектов упаковки на аномалии характеристик пластичности при горячей деформации. В материалах с повышенной энергией дефектов упаковки динамическая рекристаллизация на ранних этапах происходит по механизму образования развитой субзеренной структуры. Появление мелких кристаллов способствует развитию межзеренного проскальзывания, следствием которого является эффект повышенной пластичности (сплавы типа АК8) и даже сверхпластичности (хром). При

температурах деформации, совпадающих с заметным увеличением растворимости чужеродных атомов в матрице исследуемых объектов, динамическая рекристаллизация происходит по механизму зарождения центров и миграции границ зерен. Перераспределение чужеродных атомов и их уход от дефектов кристаллического строения в твердый раствор приводят к образованию упрочненной приграничной зоны и затруднению передачи деформации от зерна к зерну, следствием чего является падение пластичности. Такое развитие событий характерно для материалов с низкой энергией дефектов упаковки (сплав на основе меди) или при повышенных температурах у материалов с повышенной энергией дефектов упаковки (хром).

НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ ВОЛОКИ ПРИ КРИТИЧЕСКОМ ТЕПЛОВОМ СОСТОЯНИИ

Велиев Ф.Э.

Азербайджан, Азербайджанский технический университет, f.valiev@hotmail.com

STRESS-STRAIN STATE OF DRAWING DIE IN CRITICAL THERMAL STATE

Veliyev F.E.

The problem of thermoelastic state drawing dies, supported by a ring in the critical thermal state, when the contact surface of instrument has reached its maximum allowable temperature for the material drawing dies, has been solved.

Рассматривается задача о термоупругом состоянии волоки, подкрепленной кольцом при тепловом состоянии, когда на контактной поверхности инструмента ($r = \rho(\theta)$) достигнута предельно допустимая температура T_c для материала волоки. Как показано исследованиями многих ученых, на пятнах фактического касания происходит сильный нагрев в тонких приповерхностных слоях, что служит причиной возникновения очагов трещинообразования. В приповерхностном слое в случае сильного нагрева при воздействии температурной вспышки зарождаются трещины. Можно считать, что каждый материал имеет предельную (допустимую) температуру T_c , превышение которой приводит к образованию прижогов и очагов микротрещин в материале. С другой стороны, основным фактором, обеспечивающим повышение производительности труда, являются увеличение скорости волочения.

Рассмотрим критическое тепловое состояние твердосплавной волоки. Пусть скорость волочения V превосходит или равна некоторому критическому значению волочения V_c , при котором температура поверхности слоя волоки в зоне контакта достигает предельной (критической) для материала твердого сплава инструмента температуры T_c . В случае установившегося теплообмена определение температурного поля в волоке и кольцевой оправе можно свести к решению сопряженной краевой задаче:

$$\text{в волоке} \quad \Delta T = 0 \quad (1)$$

$$\text{в подкрепляющем кольце} \quad \Delta T_0 = 0 \quad (2)$$

$$\text{при } r = \rho(\theta) \quad T = T_c \quad (3)$$

$$\text{при } r = R \quad T_0 = T; \quad \lambda \left(\frac{\partial T}{\partial n} \right) = \lambda_0 \left(\frac{\partial T_0}{\partial n} \right)$$

$$\text{при } r = R_2 \quad \lambda_0 \frac{\partial T}{\partial r} + \alpha_2 (T_0 - T_2) = 0$$

Здесь Δ – оператор Лапласа; T и T_0 – соответственно температура в волоке и подкрепляющем кольце; T_2 – температура окружающей среды; α_2 – коэффициент теплообмена; λ , λ_0 – коэффициенты теплопроводности волоки и оправы, соответственно.

Границу внутреннего контура волоки L_0 представим в следующем виде

$$\rho(\theta) = R_0 + \varepsilon H(\theta), \quad H(\theta) = \sum_{k=0}^{\infty} (a_k \cos k\theta + b_k \sin k\theta)$$

Граничные условия задачи теории теплопроводности имеют вид:

$$\sigma_n^b = -p, \quad \tau_{nt}^b = -fp \quad \text{при } r = \rho(\theta) \quad (4)$$

$$\sigma_r^0 = 0, \quad \tau_{r\theta}^0 = 0 \quad \text{при } r = R_2$$

$$\sigma_r^0 - i\tau_{r\theta}^0 = \sigma_r^b - i\tau_{r\theta}^b, \quad v_r^0 - iv_{r\theta}^0 = v_r^b - iv_{r\theta}^b + g(\theta)$$

где $g(\theta)$ – заданная функция натяга; f – коэффициент трения пары волока-заготовка; p – давление.

Распределение температуры в волоке и кольце, компоненты тензора напряжений, а также перемещения ищутся в виде разложений по малому параметру ε .

Для решения краевых задач теплопроводности в каждом приближении использовали метод разделения переменных.

Для получения решения задачи о температурных напряжениях в составном кольце (волока и оправы) в каждом приближении используем термоупругий потенциал перемещений. В рассматриваемой задаче термоупругий потенциал перемещений в нулевом и первом приближении определяется уравнениями

$$\Delta\Phi^{(0)} = (1 + \mu)\alpha T^{(0)}, \quad \Delta\Phi_0^{(0)} = (1 + \mu_0)\alpha_0 T_0^{(0)}, \quad (5)$$

$$\Delta\Phi^{(1)} = (1 + \mu)\alpha T^{(1)}, \quad \Delta\Phi_0^{(1)} = (1 + \mu_0)\alpha_0 T_0^{(1)} \quad (6)$$

Здесь α , α_0 – коэффициенты линейного температурного расширения материала волоки и оправы; μ , μ_0 – коэффициенты Пуассона материала волоки и оправы.

Для решения уравнений (5) используем метод разделения переменных.

По формулам [1] вычисляем соответствующие напряжения и смещения для волоки и оправы в нулевом приближении. Найденные напряжения и смещения не удовлетворяют граничным условиям (4) в нулевом приближении. Поэтому необходимо найти второе напряженное состояние для волоки и оправы. Для определения второго напряженного состояния используется метод Н.И. Мухелишвили [2]. Напряженное состояние в нулевом приближении определяются формулами

$$\sigma_r^{(0)} = \overline{\sigma_r^{(0)}} + \overline{\sigma_r^{(0)}}, \quad \sigma_\theta^{(0)} = \overline{\sigma_\theta^{(0)}} + \overline{\sigma_\theta^{(0)}}, \quad \tau_{r\theta}^{(0)} = \overline{\tau_{r\theta}^{(0)}} + \overline{\tau_{r\theta}^{(0)}}$$

$$\sigma_{r_0}^{(0)} = \overline{\sigma_{r_0}^{(0)}} + \overline{\sigma_{r_0}^{(0)}}, \quad \sigma_{\theta_0}^{(0)} = \overline{\sigma_{\theta_0}^{(0)}} + \overline{\sigma_{\theta_0}^{(0)}}, \quad \tau_{r\theta_0}^{(0)} = \overline{\tau_{r\theta_0}^{(0)}} + \overline{\tau_{r\theta_0}^{(0)}}$$

После определения нулевого приближения переходим к решению задачи в первом приближении. Решение задачи (6) ищем в виде

$$\Phi^{(1)} = \sum_{n=0}^{\infty} [F_n(r) \cos n\theta + F_n^*(r) \sin n\theta],$$

$$\Phi_0^{(1)} = \sum_{n=0}^{\infty} [F_{n_0}(r) \cos n\theta + F_{n_0}^*(r) \sin n\theta]$$

Для определения функций $F_n(r)$, $F_n^*(r)$, $F_{n_0}(r)$ и $F_{n_0}^*(r)$ получаем обыкновенные дифференциальные уравнения. После определения термоупругого потенциала перемещений для волоки и оправы по известным формулам находим напряжения и перемещения. Эти напряжения и смещения не будут удовлетворять граничным условиям (4) для первого приближения. Поэтому отыскивается второе напряженное состояние. Окончательно для напряжений в волоке будем иметь

$$\sigma_r = \sigma_r^{(0)} + \varepsilon\sigma_r^{(1)}, \quad \sigma_\theta = \sigma_\theta^{(0)} + \varepsilon\sigma_\theta^{(1)}, \quad \tau_{r\theta} = \tau_{r\theta}^{(0)} + \varepsilon\tau_{r\theta}^{(1)}$$

Литература

1. Мелан Э., Паркус Г. Термоупругие напряжения вызываемые стационарными температурными полями. – М.: Физматлит, 1958. – 167 с.
2. Мухелишвили Н.И. Некоторые основные задачи математической теории упругости. – М.: Наука, 1966. – 707 с.

СОПРОТИВЛЕНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ МИКРОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР ЧИСТОВОЙ СТАДИИ КОНТРОЛИРУЕМОЙ ПРОКАТКИ

Голи-Оглу Е.А.¹, Поляк Е.И.², Эфрон Л.И.²

¹Россия, г. Москва, ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», Goli-Ogly@yandex.ru

²Россия, г. Выкса, ОАО «Выксунский металлургический завод», LEfron@omk.ru

DEFORMATION RESISTANCE OF LOW-CARBON MICROALLOYED STEELS DURING THE FINISHING STAGE OF CONTROLLED ROLLING

Goli-Oglu E.A., Poliak E.I., Efron L.I.

The deformation resistance of low-carbon microalloyed steels during hot metal forming was studied. By the degree of change in the deformation resistance with decreasing strain examined various methods for determining the temperature range of $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation in low-carbon steels. Three types of curves on the diagram of hot compression deformation were identified by which one can judge the softening of low carbon steel during deformation in the temperature range 1050-700 °C. Also we describe the qualitative relationship between strain rate compression and temperature range of existence of the curves of each type and changes in the average flow stress of steel with temperature at different degrees and strain rate. It is shown the dependence of velocity and temperature sensitivity of resistance strain from the temperature, the degree and rate of deformation.

В работе изучено влияния температурных и скоростных параметров деформации в интервале температур чистой стадии контролируемой прокатки на сопротивление деформации низкоуглеродистых микролегированных трубных сталей.

По результатам проведенных экспериментов определено, что сопротивление деформации с понижением температуры возрастает монотонно не во всем исследуемом интервале температур: для каждой исследуемой стали есть интервал, в котором приращение $\bar{\sigma}$ временно прекращается из-за изменения типа кристаллической решетки. По построенным зависимостям $\bar{\sigma}$ от $T_{\text{деф}}$ определены температурные интервалы начала фазового превращения в исследуемых сталях.

Показано, что в интервале температур 1000-700 °C на диаграммах горячей деформации сжатием в координатах «истинное напряжение σ – истинная деформация ϵ » есть три типа кривых сжатия. Кривые сжатия первого типа соответствуют протеканию динамической рекристаллизации в ходе деформации. Кривые сжатия второго (промежуточного) типа появляются с отсутствием как рекристаллизации аустенита, так и его фазового превращения. Кривые сжатия третьего типа, связаны с наличием превращения аустенита в феррит. Определено, что с повышением скорости деформации, температурный интервал, в котором наблюдаются кривые деформации второго типа, расширяется.

Полученные экспериментальные данные указывают на то, что коэффициенты скоростной и температурной чувствительности $\bar{\sigma}$ существенно зависят от температуры, степени и скорости деформации, в результате чего можно утверждать, что существующие упрощенные аналитические зависимости сопротивления деформации для подобных сталей могут быть использованы только для относительно небольшого интервала температур деформации, а в области температур фазового $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения упрощенные зависимости неприменимы.

На основании опытных данных для исследуемых сталей предложено использование в уравнениях по расчету $\bar{\sigma}$ поправок в коэффициентах температуры, степени и скорости деформации, которые позволят не только повысить точность расчета, но и учесть, а следовательно, и контролировать структурные изменения, протекающие в ходе деформации аустенита.

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА МОНОКРИСТАЛЛОВ КРЕМНИЯ Cz-Si

Дмитриев А.И.¹, Моргунов Р.Б.¹, Скворцов А.А.²

¹ Россия, Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка,

aid@icp.ac.ru

² Россия, Московский государственный технический университет «Московский автомеханический институт», *skvortsovaa2009@yandex.ru*

Study magnetic properties of dislocations in silicon were started in sixties. However, correlation between magnetism of these linear defects, their spin state and magnetoplastic effects still unclear. Therefore aims of our work are studying of paramagnetic defects induced by plastic deformation and separation their contributions in magnetic properties of Czochralski silicon single crystal with dislocations. EPR spectra and magnetic moment measured by SQUID depends on plastic deformation. Paramagnetic defects generated by plastic deformation and their EPR spectra are differ from ones discussed early, because new conditions of deformation were used.

О влиянии постоянного магнитного поля на различные характеристики пластичности кремния сообщали во многих работах. Полученные ранее результаты свидетельствовали о спин-зависимых реакциях между дефектами структуры и поставили множество вопросов о природе парамагнитных частиц, участвующих в спин-зависимых реакциях и управляющих подвижностью дислокаций в кристаллах кремния в магнитном поле. Поэтому важно знать, какие парамагнитные дефекты-предшественники присутствуют в деформированных кристаллах перед их экспозицией в магнитном поле.

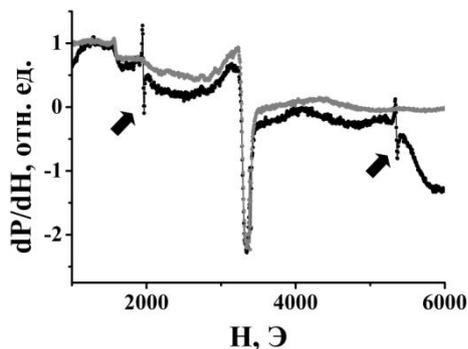


Рис. 1. Спектры электронного парамагнитного резонанса при температуре $T = 8$ К пластически деформированного кремния (темные символы), а также исходных монокристаллов кремния в отсутствии деформации (светлые символы). Цифрами обозначены линии, появляющиеся в результате деформации.

Материалом для исследований служили стандартные пластины монокристаллического кремния, вырезанные из монокристаллического слитка, выращенного по методу Чохральского. Введение дислокаций осуществлялось посредством пластической деформации пластин кручением или изгибом при температуре 950 °С в течение 15 мин. Обнаружено изменение спектров электронного парамагнитного резонанса в монокристаллах кремния Cz-Si, пластически деформированных изгибом и кручением. Пластическая деформация пластин кремния, сопровождающаяся введением дислокаций $\sim 10^7$ см⁻², приводит к появлению новых линий в спектре электронного парамагнитного резонанса (рис. 1).

Парамагнитные центры, вводимые при изгибе и кручении, и их спектры электронного парамагнитного резонанса отличаются от центров, исследованных ранее в условиях одноосной деформации. Пластическая деформация приводит к значительному увеличению диамагнитной составляющей магнитной восприимчивости, которое превышает рост парамагнитной составляющей в кристаллах Cz-Si.

Работа частично поддержана ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 годы» (контракт №П2161), грантами РФФИ 10-03-00314а, 09-08-97011-р_поволжье_а, грантом Президента РФ МК-1764.2011.3. Авторы признательны А. Л. Бучаченко и В. А. Радцигу за стимулирующие обсуждения.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ В ПРОЦЕССЕ ДЕФОРМАЦИИ ПРОКАТКОЙ

Захожева М.И.¹, Литовченко И.Ю.^{1,2}, Тюменцев А.Н.^{1,2}

¹Россия, Томск, Томский государственный университет

²Россия, Томск, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
iojig@sibmail.com

INVESTIGATION OF DEFECT STRUCTURE EVOLUTION OF METASTABLE AUSTENITIC STEEL BY ROLLING DEFORMATION

Zakhozheva M.I.¹, Litovchenko I.Yu.^{1,2}, Tyumentsev A.N.^{1,2}

¹Russia, Tomsk, Tomsk State University

²Russia, Tomsk, Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS
iojig@sibmail.com

An electron microscopy study of Fe – 18%Cr – 8%Ni (wt. %) metastable austenitic steel after severe plastic deformation by rolling was conducted. It is shown that severe plastic deformation leads to formation of two-phase submicrocrystalline structure. Fragments of disorientation, formation of which can be explained by mechanism of direct and reverse martensitic transformation, were found. Possible mechanisms of crystal lattice fragmentation and formation of submicro- and nanostructured states are discussed.

Высокие прочностные свойства субмикро- и нанокристаллических (СМК, НК) материалов, получаемых методами интенсивной пластической деформации определяются в том числе их структурными особенностями. В метастабильных аустенитных сталях эти особенности обусловлены реализацией деформационных мартенситных превращений.

Целью настоящей работы является исследование особенностей СМК и НК структурных состояний, полученных в метастабильной аустенитной стали Fe – 18%Cr – 8%Ni (вес. %) прокаткой до больших степеней деформации.

Методами рентгеноструктурного анализа и измерений удельной намагниченности показано, что при деформации прокаткой $\varepsilon \approx 90 - 98\%$ в исходно аустенитной стали формируется более 50% α' – мартенсита.

Электронно-микроскопические исследования показали, что пластическая деформация приводит к фазовым $\gamma \rightarrow \alpha'$ превращениям и формированию структурно-фазовых неоднородностей на мезо- и микромасштабных уровнях начиная с $\varepsilon \approx 30\%$ деформации. Деформационное двойникование с формированием ламельных микродвойниковых структур является основным механизмом деформации аустенитных областей. Зарождение частиц α' – мартенсита наблюдается в микродвойниках и полосах локализации деформации.

Увеличение степени деформации до $\varepsilon \approx 50\%$ приводит к росту плотности микродвойников в аустените, образованию протяженных областей α' – фазы за счет слияния отдельных частиц α' – мартенсита.

При $\varepsilon \approx 70\%$ в микродвойниковой структуре аустенитных областей наблюдается интенсивная локализация деформации с формированием полос локализации деформации с высокоугловыми фрагментами разориентации. Показано наличие ориентационных соотношений фрагментов полос с пластинами α' – мартенсита. Внутри фрагментов разориентации, имеющих размеры СМК и НК масштаба, наблюдаются дислокационные структуры.

При деформации $\varepsilon \approx 90 - 98\%$ в материале формируется фрагментированная структура с фрагментами СМК и НК масштаба. При этом наблюдаются области преимущественно аустенита

(содержащие отдельные пластины мартенсита), области преимущественно α' – мартенсита и двухфазные области, представленные фрагментами γ – и α' – фаз.

Показано, что формирование фрагментированной структуры аустенита происходит с участием микродвойников и полос локализации деформации с высокоугловыми разориентировками, близкими к $\sim 60^\circ \langle 110 \rangle$ и $\sim 35^\circ \langle 110 \rangle$, образование которых может быть описано реализацией механизма прямых плюс обратных ($\gamma \rightarrow \alpha' \rightarrow \gamma$) превращений мартенситного типа, с осуществлением обратных превращений по альтернативным системам [1]. Внутри части СМК фрагментов аустенита на темнопольных изображениях наблюдаются полосовой контраст, который может быть связан с внутренней дислокационной структурой, с малоугловыми границами разориентации или с дефектами упаковки (рис. 1а.). В других зернах аустенита обнаружены области динамической рекристаллизации и нанодвойники деформации (рис. 1б.).

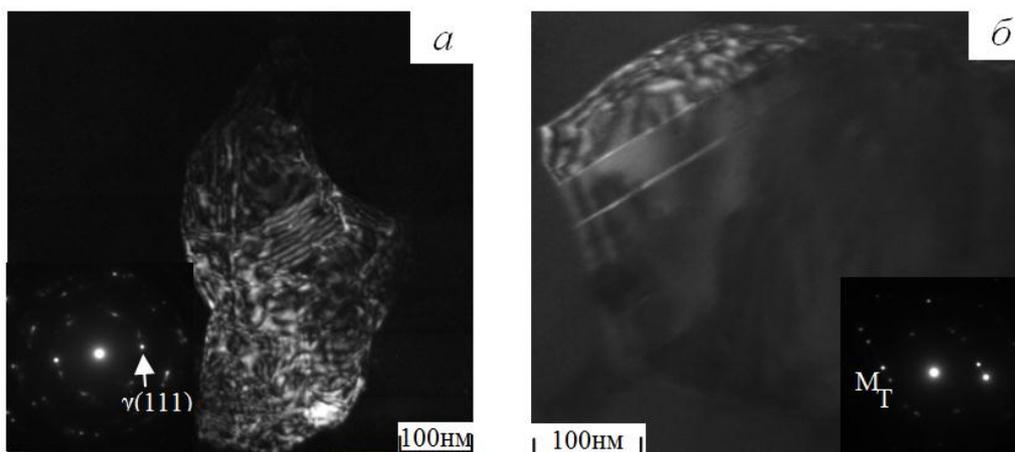


Рис. 1. Микроструктура стали после деформации прокаткой до $\epsilon \approx 98\%$:
 (а) – МД картина и темнопольное изображение в рефлексе $\gamma(111)$;
 (б) – МД картина и темнопольное изображение в двойниковом рефлексе $T(111)$.

В мартенсите формируются наноразмерные (10 – 50 нм) полосовые структуры с мало- и высокоугловыми разориентировками (рис. 2.). Внутри субмикро – и нанокристаллов формируется дислокационные структуры, с плотностью дислокаций до 10^{12}см^{-2} (рис. 3.). Также внутри отдельных фрагментов обнаружено формирование тонких наноразмерных пластинок деформационного ϵ – мартенсита.

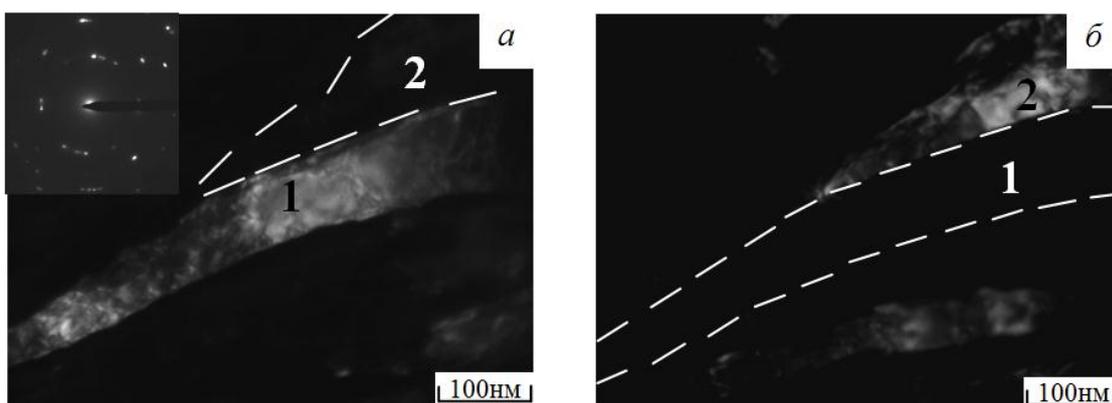


Рис. 2. Микроструктура стали после деформации прокаткой до $\epsilon \approx 90\%$: (а) – МД картина (оси зон $[001]$ и $[111]$ разориентированы на $54,74^\circ$) и темнопольное изображение в рефлексе $(200)\alpha'$; (б) – темнопольное изображение в рефлексе $(110)\alpha'$.

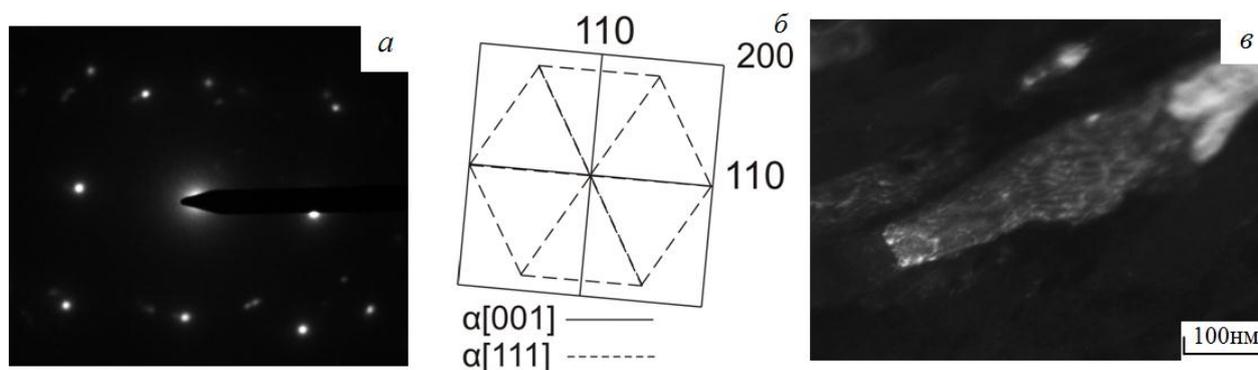


Рис. 3. Микроструктура стали после деформации прокаткой до $\varepsilon \approx 90\%$:
 (а) – МД картина; (б) – соответствующая схема осей зон α' – мартенсита (оси зон $[001]$ и $[111]$ разориентированы на $54,74^\circ$);
 (в) – темнопольное изображение в рефлексе α' (110).

На основании полученных результатов обсуждаются механизмы пластической деформации метастабильной стали в СМК и НК аустенитных и мартенситных структурных состояниях, после прокатки до больших степеней.

Литература:

Тюменцев А.Н., Литовченко И.Ю., Пинжин Ю.П. и др. Новый механизм локализации деформации в аустенитных сталях. I. Модель неравновесных фазовых (мартенситных) превращений в полях высоких локальных напряжений. II. Влияние двойникования на закономерности переориентации кристаллической решетки в полосах локализации деформации // ФММ, 2003. - Т. 95. - № 2, 3. - С. 86-95, 88-96.

ANALYSIS SUBSTRUCTURE AS A MECHANISM FOR OPTIMIZATION OF THERMOMECHANICAL TREATMENT OF MILD STEEL

Gromov V.E.¹, Ivanov Yu.F.², Korochkin A.E.¹, Kononov S.V.¹, Kosterev V.B.³

¹Russia, Siberian State Industrial University, e-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

²Russia, Institute of High Current Electronics, Siberian Branch, Russian Academy of Sciences, e-mail: yufi55@mail.ru

³Russia West Siberian Iron and Steel Plant, e-mail: kosterev_VB@zsmk.ru

Currently, the production of rolled steel uses thermo-mechanical hardening technology, providing enhanced mechanical properties without the use of expensive alloying additives [1]. Targeted management of operational rolling properties, and development of optimal modes of its hardening should be based on knowledge of the structure-forming process under various technological impacts.

The aim of this study was to investigate patterns and mechanisms of formation of structural-phase states and defect substructure of I-beam for the monorail from 09G2S still with accelerated cooling in line varietal camp.

To implement the technology of accelerated cooling at 'OAO West Siberian Iron and Steel Plant' the device (aggregate) was designed and constructed in which ready-peals cooled by elements of the profile after leaving the last stand of 450 camp.

Analysis of dislocation structures were performed by transmission electron microscopy of thin foils. The diffraction analysis with the dark-field technique and subsequent indexing of microelectron diffraction pictures was used for identification of the phases present inside materials [2]. The images of material's fine structure (bright-field image) were used to classify the morphological features of the structure; determine the size, the volume fraction and the localization of the particles of the second phases; measure the scalar $\langle \rho \rangle$ and the excess ρ_{\pm} dislocation density, the amplitude of curvature-torsion α . For studying evolution of a fragmented and cellular dislocation substructures (DSS) such parameters as the size of the fragments, and

cells were used. The particle sizes of carbides were determined according to micrographs obtained from the foils, through their direct measurement. Determination of volume fraction of particles of carbide phases, which are on the borders and in the body of the structural components, determined by the method [3].

Metal structure in the transitional layer and the central zone of the shelves under these cooling conditions resulted from the transformation by a normal mechanism, and consists of ferrite, perlite, a "degenerate" pearlite and carbide precipitates at ferrite grain boundaries. The structure of the hardened (surface) layer is fundamentally different from the structure of the transitional layer and the central zone of the steel. In the surface layer of the steel sample the main morphological type of α -phase are the plates with varying degrees of perfection of the boundaries: from clear-cut straight to the break up weakly expressed. Transverse dimensions of the plates vary within very wide limits from 0.1 to 1.8 microns. There is a dislocation substructure of a mesh type in the body of the plates, with the scalar dislocation density is $\sim 5.0 \cdot 10^{10} \text{ cm}^{-2}$.

The type of dislocation substructure (mesh) and a relatively high scalar dislocation density, the absence of particles in a volume of plates of the carbide phase, the grouping of the plates in the package suggests that this type of structure α -phase formed by martensitic $\gamma \Rightarrow \alpha$ transformation.

Subsequent self-relaxation under the influence of the residual heat from the body of the plural led to a relaxation of the dislocation substructure, which is expressed in the reduction of the scalar density of dislocations, the destruction of low-angle boundaries of martensite crystals and the release (in some cases) along the boundaries the particles of cementite. Dislocation substructure with the scalar dislocation density is $\sim 2.8 \cdot 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ is revealed in the body of the grains in the form of chaos and meshes.

In the surface layer of the steel sample the predominant structure is of the lamellar type the relative content of which reaches 0.6 from of material.

The dislocation substructure of the mesh type with the scalar dislocation density is $\sim 4.8 \cdot 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ is revealed in the body of the plates. The plates are parallel to each other and form packet structures according to morphological traits reminding packet martensite.

Structures similar in morphology have been observed earlier in construction steels, called bainite beskarbidnym described in detail in [4].

Along with the plates of carbideless bainite within the surface layer of steel revealed is the subgrain structure with the relative content of 0.4 parts of the material. Subgrain sizes vary from 200 to 600 nm. There is a dislocation substructure present in a body of subgrains in the form of chaos and grids scalar density of dislocations $3.6 \cdot 10^{10} \text{ cm}^{-2}$.

Thus, thermostrengthening of the 09G2S steel of the I-beam performed on the device of accelerated cooling leads to the formation of a multilayer (superficial, transitional and central layers) of the microstructure of the I-beam profile.

The structure of the still in the transition layer and the central zone of the shelves under these cooling conditions resulted from the transformation according to a normal mechanism, and consists of ferrite, perlite, a "degenerate" pearlite and carbide precipitates along the ferrite grain boundaries. The structure of the surface layer is formed as a result of the intermediate and shear mechanisms $\gamma \Rightarrow \alpha$ transformation, followed by "self-relaxation" process.

Thus, Accelerated cooling of the beam profile manufactured from steel brand 09G2S provides a level of mechanical properties of the above requirements of class 345 and leads to a significant increase in the strength of the surface layer.

The authors would like to gratefully acknowledge the support of MES of Russia (Contract No. P.332).

References

1. Belov E.G., Poltoratskii L.M., Efimov O.Yu., Kononov S.V., Gromov V.E., 2010. Formation of structure and mechanical properties in the accelerated cooling of an H beam. *Steel in Translation*. 40(2), 114-118.
2. Koneva N.A., Kozlov E.V., Ivanov Yu.F., Popova N.A., Zhdanov A.N., 2005. Substructural and phase transformations during plastic deformations of materials obtained by intensive deformation // *Material Science and Engineering*. A 410-411, 341-344.
3. Cherniavsky KS, *Stereology in Metal* (Moscow: Metallurgy: 1977).
4. Schastlivcev VM, Mirzayev DF, Yakovlev IL, *The structure of thermally treated steel* (Moscow: Metallurgy: 1994)

ЭЛЕКТРОННО-ПЛАЗМЕННАЯ ОБРАБОТКА КАЛИБРОВАННОГО ПРОКАТА ПЕРЕД ВЫСАДКОЙ МЕТИЗОВ

Пачурин В.Г., Филиппов А.А., Пачурин Г.В.

Россия, Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева

E-mail.: PachurinGV@mail.ru

ELECTRON-PLASMA TREATMENT DRAWN STEEL BEFORE PLANTING HARDWARE

Pachurin VG, Filippov AA, Pachurin GV

The paper presents the results of electron-plasma processing of hot-rolled calibrated in order to prepare the steel surface 10кп, 51ХФА, under cold upsetting mounting hardware.

К числу наиболее ответственных в машиностроении деталей относится автомобильный крепеж, изготавливаемый холодной высадкой из калиброванного металлопроката. Все физико-механические, химические и металлографические характеристики горячекатаного проката для производства крепежа жестко контролируются и регламентируются.

К поверхностным дефектам горячекатаного и калиброванного проката относятся раскатные газовые пузыри, волосовые трещины, рванины, закаты. Основными причинами их возникновения являются дефекты металлургического производства. Неизменным дефектом поверхности металлопроката является образование обезуглероженного слоя вследствие выгорания части углерода при нагреве металла, как на стадии прокатки, так и при термической обработке перед калибровкой. Обезуглероживание и окиснообразование существенно снижают механические свойства в поверхностных слоях металлопроката. Поверхность становится восприимчивой к образованию рисок, задигов, царапин при прокатке, калибровке и холодной высадке.

Ранее нами был проведен анализ периодических проверок при поставках горячекатаного проката в бунтах для производства метизов методом холодной высадки, поступившего с разных металлургических заводов России. Было выявлено [1], что основным видом дефектов на катанке являются закаты. Обнаруженные на образцах горячекатаного проката поверхностные дефекты - закаты, получаются в процессе прокатки заготовок от вкатанного уса, подреза, грубых следов зачистки поверхности заготовки, а также в результате проката газовых пузырей, имевшихся на поверхности заготовки. Количество горячекатаного проката с отклонением на входном контроле составило от 0,7 % до 0,15 % от общего объема поставленного металлопроката.

Прокат, предназначенный для холодной объемной высадки изделий, должен иметь чистую и блестящую поверхность, свободную от окалины, жировых и других загрязнений. Он, как правило, поступает на перерабатывающие заводы покрытый окалиной и ржавчиной. Горячекатаный прокат в рулоне и термически обработанный холоднокатаная лента имеют на поверхности окалину, которая должна быть удалена для преждевременного износа валков стана и получения чистой и точной по толщине поверхности холоднокатаной ленты. При этом состояние поверхности пруткового материала оказывает существенное влияние на качество крепежных изделий, получаемых методом холодной высадки из калиброванного проката. Поэтому, хотя подготовка поверхности проката к калиброванию является технически сложной задачей, однако она занимает важное место в технологической цепочке этапа подготовки катаного материала перед его холодной высадкой [2].

В производстве применяются различные технологии удаления поверхностной окалины: методом травления и механическими способами (обработка поверхности монолитным инструментом - резцами, фрезами, окислителями, абразивными кругами, щетками; абразивно-порошковая (дробеструйная) очистка и другие.

Устранение окалины травлением поверхности пруткового материала обеспечивает высокую степень очистки. Однако в процессе производства при данном виде очистке возникают проблемы утилизации отработанных кислотных растворов, а также снижение пластичности стали. Травление в соляной ванне приводит к диффузии атомарного водорода и насыщению в большей степени поверхностных слоев горячекатаного проката, что неблагоприятно влияет на этапах переделов проволоки.

Применение аппаратов механического удаления окалины также не решает проблемы полностью. Это связано с тем, что не обеспечивается 100% удаление окалины; затруднителен процесс волочения из-за отсутствия подмазочного слоя; стойкость волок ниже, чем при использовании травленного металла; ограничен ассортимент выпускаемой проволоки из-за низкой стойкости волочильного инструмента и повышенных усилий волочения.

Перспективным направлением технологического процесса очистки поверхности горячекатаного проката от окалины является применение плазменных технологий [3], заключающихся в восстановлении оксидов на поверхности изделия и сублимации или испарения других видов загрязнений в результате взаимодействия с частицами низкотемпературной плазмы, которая создается различными физическими источниками. Суть технологии заключается в обработке поверхности низкотемпературной плазмой со степенью разряжения в диапазоне 10⁻³-0,01 мм рт. ст. При этом используется плазмообразующий элемент специальной конструкции.

Проведенные совместно с Гипрометизом (ОАО «Ленгипрометиз») работы показали возможность реализации этой технологии путем создания не только однониточных агрегатов очистки катанки с производительностью 1,5-2 тысяч тонн в год, но и многониточных (6-12 ниток), формирующих большегрузные бунты для последующей переработки их на станах при тех же режимах волочения, как и после травления. Две такие установки способны заменить травильную линию производительностью 150 тысяч тонн в год при затратах на передел в 4-5 раз ниже, чем при травлении [4].

Восстановленные из оксидов металлы на очищенной поверхности создают прочные защитные пленки, которые в течение длительного времени предохраняют эту поверхность от дальнейшей коррозии.

Интерес к данной технологии объясняется тем, что в метизном производстве применяется широкий диапазон сталей: от углеродистых, пружинных до легированных, которые ведут себя после ЭПО по разному.

В работе представлены результаты по очистке электронно-плазменным способом горячекатаного проката сталей 10кп, 51ХФА и 35Х на ООО «Плазмакар» в г. Санкт-Петербурге [1]. Обследованию подвергались по два прутка каждой вышеуказанной марки стали. Один пруток каждой стали обрабатывался по существующему технологическому режиму (травление в растворе серной кислоты), а второй - на электронно-плазменной установке. Исследовались микротвердость, микроструктура и строение поверхностного слоя прутков. Качество очистки металла способом ЭПО определялось сопоставлением полученных результатов с требованиями ГОСТ 10702 «Сталь качественная конструкционная углеродистая и легированная для холодного выдавливания и высадки», ГОСТ 14959 «Сталь рессорно-пружинная углеродистая и легированная. Технические требования» и ГОСТ 14963 «Проволока стальная легированная пружинная».

Визуальный осмотр прутка из стали 10кп после ЭПО выявил наличие однородности поверхности, низкой шероховатости, отсутствие темных пятен и следов окалины, а также высокой стабильности результатов измерений. Микроструктурный анализ показал, что структура поверхностного слоя образцов, обработанных по существующей технологии и после ЭПО, не отличается от сердцевины. Это соответствует результатам измерения микротвердости (HV100 составляет 271 по существующему режиму и 221 после ЭПО).

Поверхность образца горячекатаной стали 10кп, прошедшей очистку ЭПО, соответствует требованиям ГОСТ 10702. Поверхность образца стали 51ХФА, прошедшей обработку на ЭПО хуже, чем у образца, который обрабатывался по существующей технологии, у которого имеются рыхлости, кратеры, вырывы. Следов окалины не обнаружено. Обезуглероженный слой отсутствует. На поверхности образца имеется выраженный слой пониженной травимости, по величине соответствующий упрочненному слою. Микротвердость поверхности проката стали 51ХФА, обработанного по существующей технологии, составляет HV100 272, а после ЭПО - HV100 401.

Следовательно, поверхность горячекатаного проката стали марки 51ХФА, после ЭПО, не соответствует требованиям ГОСТ 14959 и ГОСТ 14963.

Список литературы

1. Филиппов А.А., Пачурин Г.В., Гущин А.А., Пачурин В.Г. Повышение качества поверхности стального проката под калибровку перед высадкой крепежных изделий // Заготовительные производства в машиностроении. 2007, №3. С. 51-53.

2. Филиппов А.А., Пачурин Г.В. Ресурсосберегающая технология подготовки калиброванного проката под холодную высадку изделий// Успехи современного естествознания. 2007. № 12. С. 139-140.
3. Пачурин Г.В., Филиппов А.А. Ресурсосберегающая экологичная обработка поверхности металлопроката перед холодной высадкой// Экология и промышленность России. 2008. № 8. С. 13-15.
4. Гейдаров Ю.С., Ерофеев В.С. О некоторых перспективных направлениях развития науки и техники в области метизного производства// Ассоциация метизов. Метизы. Специализированный журнал. 2003. 1 (02). С.28-32.

ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ПОВЫШЕНИЯ КОРРОЗИОННОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ ДЕФОРМАЦИОННО-УПРОЧНЕННЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Пачурин Г.В.

*Россия, Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексева
E-mail.:PachurinGV@mail.ru*

THEORETICAL FOUNDATIONS OF INCREASING DURABILITY OF CORROSION OF DEFORMATION-HARDENED CONSTRUCTION MATERIALS

Pachurin GV

This paper presents a synthesis of scientific approach to creating optimum conditions of plastic processing of metals and alloys to increase durability and reduce corrosion of metal products.

Известно, что все процессы разрушения, особенно при циклическом нагружении начинаются, как правило, с поверхности и зависят от ее строения и физико-химического состояния. При этом роль характера несовершенств поверхности металла существенно возрастает при коррозионной усталости, так как она определяется образованием защитных барьерных пленок, понижающих скорость коррозии при отсутствии напряжений и непрерывно разрушающихся при циклическом нагружении, а также концентрацией напряжений, вызываемой повреждением поверхности, возникновением на ней коррозионных каверн.

Интенсивность взаимодействия металлов с внешними средами в процессе эксплуатации изделий в значительной мере обуславливается образующимися на поверхности адсорбционными слоями и оксидными пленками, оказывающими защитное пассивирующее действие.

Образование пассивирующего слоя происходит не одновременно по всей поверхности металла, а локализуется на энергетически выгодных местах - границах зерен, примесях, линиях скольжения, местах выхода дислокаций и других структурных дефектах и повреждениях. Поэтому возникновение барьерных защитных пленок на поверхности недеформированного (исходного) материала происходит преимущественно по границам зерен.

Известно [1], что у металлов с одинаковой кристаллической решеткой величина структурно-чувствительного показателя A в уравнении кривой деформационного упрочнения при статическом нагружении ($\sigma = \sigma_0 \cdot \varepsilon^A$) тем меньше, чем выше их энергия дефекта упаковки (э.д.у.), а повышение содержания углерода и легирующих элементов в сталях приводит к уменьшению величины A .

Возникающая на структурных дефектах и примесях концентрация локальных напряжений и электрохимическая активация инициирует избирательное растворение металла и способствует возникновению на его поверхности коррозионных повреждений. Следовательно, можно ожидать усиление электрохимической активности с более ранним переходом металлов в пассивное состояние при уменьшении величины показателя степени деформационного упрочнения. Сопоставление опубликованных данных показывает, что металлы и сплавы с меньшим значением A имеют более отрицательный начальный электродный потенциал.

Так как в материалах в исходном (недеформированном) состоянии повышенная концентрация местных напряжений и термодинамической неустойчивости локализуется, в первую очередь, по

границам зерен, то должно наблюдаться более существенное снижение сопротивления усталостному разрушению в коррозионной среде по сравнению с испытанием на воздухе у металлических материалов с меньшим значением величины показателя A , чем с большим. Это подтверждается анализом результатов усталостных испытаний [2].

Структура, свойства и кинетика роста окисной пленки зависят от ее термодинамической стабильности, особенностей кристаллического строения, объемного и кристаллического соответствия металлу, а также от состояния поверхностного слоя металла, его структуры и плотности дефектов. По данным Л.И. Гурского и В.А. Зеленина у деформированных металлов наблюдается большая склонность к пассивации по сравнению с отожженными, хотя устойчивость пассивного состояния у отожженных металлов заметно выше. При этом выявлено, что если на поверхности отожженного металла окисные пленки в первую очередь образуются преимущественно по границам зерен, то на деформированном – практически по всей поверхности.

Пластическая деформация повышает как термодинамическую возможность образования окисла на поверхности металла, так и скорость этого процесса, при этом строение пассивирующей пленки на металле тесно связано с состоянием поверхности. Возрастание плотности активных мест на поверхности деформированного материала способствует появлению большого количества относительно равномерно рассредоточенных (в пределах равномерной деформации) зародышей окисла, рост которых приводит к более быстрому образованию сплошной защитной пленки, чем на поверхности недеформированного металла. Энергия искривления кристаллической решетки при пластической деформации материалов распределяется неравномерно: около 99% остаточной энергии деформации сосредотачивается в тонких слоях возле плоскостей сдвига, что превращает зону возле дислокаций и плоскостей сдвига в наиболее активные места при взаимодействии металла с внешней средой. Это обуславливает смещение равновесного потенциала в отрицательную сторону и увеличивает ток самопассивации.

Циклическое нагружение металлов и сплавов в коррозионной среде приводит к более интенсивному, чем на воздухе, росту плотности дислокаций с более сложным их взаимодействием. Работами школы П.А. Ребиндера было показано, что в результате адсорбции поверхностно-активных компонентов на внешней поверхности металла облегчается сдвигообразование и число сдвигов в поверхностных зернах возрастает, что также приводит в процессе коррозионной усталости к дальнейшему смещению общего электродного потенциала в сторону отрицательных значений.

При этом с ростом степени предварительной равномерной деформации величина показателя A уменьшается тем больше, чем выше скорость деформации и ниже э.д.у. материала, чему соответствует снижение концентрации локальных напряжений и повышение релаксационной способности материала. Следовательно, равномерная пластическая деформация, приводящая к уменьшению величины показателя степени деформационного упрочнения, должна снижать чувствительность деформированных металлических материалов к влиянию коррозионной среды за счет нивелирования электрохимической активности поверхности, контактирующей со средой.

Развитие коррозионно-усталостных повреждений носит многоочаговый характер и инициируется возникновением на поверхности металла локальных очагов коррозии на участках термодинамической неустойчивости. Вероятность разрушения при циклическом нагружении в коррозионной среде конструкционных материалов определяется конкуренцией двух противоположных процессов: вероятностью возникновения и увеличения числа дефектов в процессе коррозионной усталости и уменьшения их вследствие релаксационных процессов. Их совместное решение [1] позволило установить зависимость отношения циклической долговечности на воздухе N_ε к долговечности в коррозионной среде N_{ε_c} предварительно деформированных металлических материалов.

Анализ полученной зависимости показывает, что эффект степени предварительной пластической деформации на отношение долговечности $N_\varepsilon/N_{\varepsilon_c}$ при адекватных условиях фактически оценивается двумя параметрами: смещением стандартного электродного потенциала и показателем упрочнения при статическом растяжении A_ε материала после его пластической обработки. Рост степени равномерной предварительной деформации обычно уменьшает величину показателя упрочнения и сдвигает равновесный электродный потенциал в отрицательную сторону. А так как эти параметры имеют однонаправленное действие, то при прочих равных условиях чувствительность деформированных металлических материалов к коррозионно-усталостному разрушению можно оценивать по изменению величины показателя упрочнения при статическом нагружении.

При этом снижение величины показателя A_ϵ в результате предварительной пластической обработки материала в области равномерных деформаций должно обуславливать повышение сопротивления коррозионно-усталостному разрушению, а величина отношения $N_{\epsilon_c}/N_\epsilon$ – возрастать вследствие увеличения коррозионной долговечности N_{ϵ_c} .

Экспериментальные данные по циклической долговечности на воздухе и в коррозионной среде конструкционных материалов различных классов подтверждают этот вывод.

Из них следует, что технологическая пластическая обработка материала, приводящая к уменьшению величины показателя A_ϵ в уравнении кривой деформационного упрочнения при статическом нагружении и повышению равномерности процесса пластического деформирования, обуславливает снижение чувствительности металлических материалов к воздействию коррозионной среды и вызывает повышение их сопротивления коррозионно-усталостному разрушению. Таким образом, оценить влияние пластической обработки на сопротивление коррозионной усталости металлических материалов можно по изменению величины показателя деформационного упрочнения при статическом растяжении.

Список литературы

1. Пачурин Г.В. Повышение коррозионной долговечности и эксплуатационной надежности изделий из деформационно-упрочненных металлических материалов. – Н. Новгород: НГТУ, 2005. – 132 с.
2. Похмурский В.И. Коррозионная усталость металлов.- М.: Металлургия, 1985. - 207 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ МНОГОСЛОЙНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ

Колесников А.Г., Плохих А.И., Власова Д.В., Миронова М.О.

РФ, МГТУ им. Н.Э. Баумана, plokhikh@bmstu.ru

STRUCTURE AND PROPERTIES OF MULTILAYER MATERIALS IRON OBTAINED BY HOT ROLLING

Kolesnikov A. G., Plokhikh A. I., Vlasova D.V., Mironova M.O.

A method for choosing the material for fabricating multilayer preforms with submicro- and nanosize structure by the method of hot rolling is suggested. Results of studies of the microstructure and mechanical properties of materials with different degrees of structurization are presented.

Актуальной научно-технической задачей современного машиностроения является снижение габаритно-весовых параметров деталей и элементов конструкций, решение которой позволяет существенным образом повысить эксплуатационные показатели изделия в целом. Как показывает практика, весьма эффективным при создании передовых образцов современной техники, остается использование анизотропных и ортотропных материалов, характерной особенностью которых является наличие градиентной макро- либо микроструктуры. Использование подобных материалов, позволяет наиболее эффективно решать поставленные задачи, однако их получение, чаще всего требует уникальных технологических процессов и оборудования.

Перспективным подходом по нашему мнению, является использование высокопроизводительного метода горячей прокатки для создания субмикро- и наноструктурированных материалов конструкционного назначения на основе компактных многослойных заготовок. Разработка технологии получения подобных многослойных материалов (МСМ) является задачей достаточно сложной [1], однако ее решение открывает возможность синтезировать анизотропные металлические материалы с заданным уровнем свойств.

Использование в качестве исходных составляющих композиции взаимно не растворимых, либо слабо растворимых друг в друге металлов, позволяет получать методом холодной прокатки с чередующимися промежуточными отжигами, МСМ с толщинами слоев не более 10 нм [2]. Однако,

использование таких металлов в исходной композиции «наноламината» конструкционного назначения, по нашему мнению мало перспективно в силу существенной разницы в физических и механических свойствах составляющих.

Проведенные исследования показали, что получение такой структуры, в материале созданном на основе одного металла, возможно в том случае, если в исходной композиции участвуют сплавы, имеющие различное кристаллическое строение (решетки ОЦК и ГЦК). Круг технически значимых сплавов существенно расширяется, если в качестве основного вида обработки, в отличие от известных технологических схем [2-4], использовать горячую прокатку [5]. В этом случае деформирование можно проводить в таком интервале температур, в котором исходные составляющие заготовки имеют разные типы кристаллических решеток.

Исследование структуры и механических свойств многослойных материалов были проведены на образцах полученных из первичных заготовок, состоящие из 100 чередующихся между собой слоев толщиной 0,5 мм, сталей 08X18+08X18N10 по 50 каждой марки, У8+08X18N10, а так же 40X13+08X18N10 соответственно. По экспериментальному технологическому маршруту были получены заготовки листового сортамента толщиной 2 мм.

Изучение микроструктуры образцов полученных на основе исследуемых композиций показало, что после первого технологического цикла (толщина листовой заготовки 2 мм, толщина одного слоя ~20 мкм) в многослойном материале формируется ламинарная структура, которая характеризуется параллельным расположением слоев равной толщины в поперечном сечении заготовки.

Результаты микрофракционного анализа обратноотраженных электронов структуры образца композиции У8+08X18N10, прошедшего второй технологический цикл и дополнительно прокатанного до толщины 0,5 мм с помощью ХПД показали, что полученный материал имеет выраженную слоистую структуру с преимущественной кристаллографической ориентировкой и толщинами слоев от 90 до 200 нм. Установлено, что слои отделены друг от друга большими угловыми границами с разориентировкой не менее 15 градусов, при этом в пределах каждого слоя кристаллографическая ориентировка практически не изменяется и не превышает 5 градусов.

Было установлено так же, что формирования такой структуры и ее наследование при реализации последующих технологических циклах, определяется рядом факторов. В первую очередь деформационной способностью составляющих исходной заготовки и технологическими параметрами процесса прокатки.

С другой стороны, нарушение ламинарного строения, может быть обусловлено протеканием диффузии легирующих элементов, и как следствие структурной перекристаллизация на границе между слоями, и должно проявиться именно в высокотемпературной области, при осуществлении термомодеформационного воздействия. Поэтому задача обеспечения стабильности межслойных границ при циклическом высокотемпературном нагреве многослойных материалов, является актуальной.

Исследование устойчивости межслойных границ, было проведено в широком температурном диапазоне на композиции 40X13+08X18N10 и 08X18+08X18N10 прошедших первый технологический цикл. По результатам энерго-дисперсионного анализа послойного распределения легирующих элементов было установлено, что значимой межслойной диффузии, на достигнутом уровне структуризации, не наблюдается [6].

Проведенные предварительные исследования показали, что полноразмерные ударные образцы с U-образным концентратором, копром мощностью 300 Дж не разрушаются. Поэтому для оценки влияния слоистой структуры полученных материалов на значения ударной вязкости, были испытаны стандартные образцы размером 2x8x55 мм с V-образным концентратором. Было установлено, что ударные образцы всех исследованных композиций прошедших второй технологический цикл практически не подвергаются разрушению. Фактографический анализ поверхности части образца претерпевшего разрушение показывает, что излом, не смотря на отсутствии характерного ямочного рельефа, является вязким.

Литература:

1. Колесников А. Г., Мечиев Ш. Т., Панова И. Ю. Состояние и перспективы применения многослойных металлических заготовок // Заготовительные производства в машиностроении, №1. 2008.С. 42-43

2. Карпов М. И., Внуков В. И., Волков К. Г., и др. Возможности метода вакуумной прокатки как способа получения многослойных композитов с нанометрическими толщинами слоев // Материаловедение. 2004. № 1. С. 48-53.
3. Saito Y., Tsuji N., Utsunomiya H., Sakai T. and Hong R.G. //Ultra-Fine Grained Bulk Aluminum Produced by Accumulative Roll-Bonding (ARB) Process. Scripta Mater., 39 (1998), P.1221-1227.
4. Tsuji N., Ito Y., Saito Y. and Minamino Y. // Strength and Ductility of Ultrafine Grained Aluminum and Iron Produced by ARB and Annealing. Scripta Mater., 47, 12 (2002), P.893-899.
5. Колесников А.Г., Плохих А.И., Комиссарчук Ю.С., Михальцевич И.Ю. Исследование особенностей формирования субмикро- и наноразмерной структуры в многослойных материалах методом горячей прокатки // МиТОМ.–2010.– № 6. С. 44-49
6. Колесников А.Г., Плохих А.И., Михальцевич И.Ю. Исследование возможности получения субмикро- и наноразмерной структуры в многослойных материалах методом горячей прокатки// Производство проката.–2010.– № 3. - С. 25-31

ТЕХНОЛОГИЯ ОБРАБОТКИ ГОРЯЧЕКАТАНОГО ПРОКАТА ПОД ХОЛОДНУЮ ОБЪЕМНУЮ ШТАМПОВКУ БОЛТОВЫХ ИЗДЕЛИЙ

Филиппов А.А., Пачурин В.Г., Дербенев А.А., Пачурин Г.В.

*Россия, Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева
E-mail.: PachurinGV@mail.ru*

PROCESSING TECHNOLOGY UNDER HOT ROLLED COLD FORGING BOLT PRODUCTS

Filippov AA, Pachurin VG, Derbenev AA Pachurin GV

In the technology of processing of hot-rolled steel with uniform structure and the optimum mechanical properties and free from blemishes under cold upsetting bolting products.

Калиброванный прокат под холодную объемную штамповку ответственных болтов для машиностроения, изготовленных из хромистых и легированных марок сталей, как правило, изготавливают из горячекатаного проката с последующей термообработкой в печах с защитной атмосферой, калиброванием и дорогостоящей обточкой поверхностных дефектов, что повышает трудоемкость, металлоемкость и энергоемкость процесса.

Предлагаемая технология подготовки горячекатаного проката решает задачу изготовления калиброванного проката с техническими требованиями согласно ГОСТ 10702-78 без сфероидизирующего отжига в печах с защитной атмосферой и без обточки поверхности проката, следовательно, менее энерго- и металлоемкого.

Положительный результат применения данной технологии заключается в получении стабильных оптимальных прочностных и пластических характеристик калиброванного проката за счет обеспечения равномерной микроструктуры с мелкозернистым перлитом по сечению и длине калиброванного проката с сохранением его пластических свойств перед высадкой, а также получения поверхности проката без дефектов и с допустимой величиной обезуглероженного слоя.

Этот результат достигается тем, что в данной технологии подготовки горячекатаного проката под холодную объемную штамповку болтовых изделий предполагается отжиг с индукционным нагревом ТВЧ и калибрование с различными степенями обжатия. Отжиг с индукционным нагревом способом ТВЧ позволяет микроструктуру горячекатаного проката перевести из пластинчатого перлита в более мелкодисперсную и равномерную по сравнению с микроструктурой исходного горячекатаного проката. Это приводит к снижению прочностных характеристик, твердости и повышению пластичности.

С увеличением количества отжигов с применением ТВЧ при температуре 760-780°C после холодной пластической деформации калиброванием наблюдается значительное изменение микроструктурного состояния. Сорбитообразный перлит становится менее дисперсным. А после

отжига способом ТВЧ на промежуточном размере калиброванного проката в микроструктуре появляется мелкозернистый перлит.

После очередного отжига индукционным нагревом ТВЧ на окончательном размере калиброванного проката достигается формирование равномерной микроструктуры, состоящей из мелкозернистого перлита и равномерно распределенного феррита. Твердость калиброванного проката, микроструктура, пластические и прочностные свойства достаточно равномерны и соответствуют требованиям ГОСТ 10702-78.

Последнее калибрование и отсутствие окалины на поверхности калиброванного проката после отжига с индукционным нагревом ТВЧ обеспечивает получение необходимого качества калиброванного проката и не требует обточки поверхностных дефектов. На финишном размере у данного проката отсутствует эллипсность. Перед окончательным калиброванием также не требуется обточка поверхностных дефектов калиброванного проката, а величина обезуглероженного слоя не превышает допустимых значений. Таким образом, подготовленный по предлагаемой технологии калиброванный прокат под последующую холодную высадку болтов обладает необходимой прочностью и достаточной пластичностью с учетом степени обжатия.

Суть данной технологии заключается в том, что проводят отжиг с индукционным нагревом ТВЧ исходного горячекатаного проката при температуре 760-780⁰С в бунтах. После индукционного отжига проводится первичное калибрование на однократном волочильном стане со степенью обжатия 18...20 % с последующим отжигом с индукционным нагревом ТВЧ калиброванного проката при температуре 760-780⁰С. Затем проводят очередное калибрование в фильере однократного волочильного стана со степенью обжатия 20-22% с очередным отжигом с индукционным нагревом ТВЧ при температуре 760-780⁰С. Следующее калибрование проводят со степенью обжатия 21-23%, а после этого повторяют отжиг с индукционным нагревом ТВЧ при температуре 760-780⁰С. Окончательное калибрование проводят с малой степенью обжатия (6%). После такой технологии подготовки калиброванный прокат готов под высадку болтов способом холодной высадкой.

Температуру отжига с индукционным нагревом ТВЧ меняли в диапазоне: 740⁰С, 760⁰С, 780⁰С и 800⁰С. Оптимальной была выявлена температура отжига 760-780⁰С. При уменьшении температуры отжига до 760⁰С не весь пластинчатый перлит переходит в мелкозернистый перлит. Повышение температуры отжига более 780⁰С приводит к увеличению размеров зерна, а это, в свою очередь, приводит к снижению пластических свойств проката.

Степень обжатия при первичном калибровании варьировали: 16%; 18%; 20% и 22%. При первичном калибровании оптимальной была получена степень обжатия проката от 18% до 20%. При уменьшении степени обжатия ниже 18% появляется неравномерность механических свойств по сечению и длине проката. Увеличение степени обжатия до 20% приводит к вытянутости зерен, повышению прочности и снижению пластичности калиброванного проката.

Степень обжатия при втором и третьем калибровании изменяли: 18%, 20%, 23% и 24%. Для средних значений температуры отжига с индукционным нагревом способом ТВЧ для второго и третьего калибрования оптимальной была выявлена степень обжатия проката от 20% до 23%. При уменьшении степени обжатия ниже 20% появляется неравномерность механических свойств по сечению и длине проката. Последующее увеличение степени обжатия до 23% обуславливает появление вытянутости зерен, а это способствует повышению прочности и снижению пластичности калиброванного проката.

Изменение степени обжатия при окончательном калибровании проводили в диапазоне: 3%, 5%, 6% и 8%. При средних значениях температуры отжига с индукционным нагревом способом ТВЧ оптимальной степенью обжатия калиброванного проката при окончательном калибровании оказалась 5-6%. При уменьшении степени обжатия ниже 5% резко повышается износ отверстия калибровочного инструмента, а при увеличении степени обжатия свыше 6% снижаются показатели пластичности и растут прочностные свойства.

Данная технология может быть использована для хромистых сталей, таких как 40Х и 38ХА, диаметром проката от 8,0 до 12,0 мм для изготовления калиброванной проволоки под холодную

объемную штамповку с требованиями согласно ГОСТ 1072-78. В таблице приведены сравнительные данные механических свойств предложенной технологии и требования ГОСТ 10702-78.

Таблица - Сравнение механических свойств, твердости и глубины обезуглероженного слоя по длине и сечению калиброванного проката сталей 40X и 38XA

Контролируемый параметр	Предложенная технология	Требования ГОСТ 10702-78
Твердость	193 HB	Не более 207 HB
Предел прочности, σ_b	700 МПа	Не менее 600 МПа
Относительное сужение, Ψ	64%	Не менее 40%
Общая глубина обезуглероженного слоя	Местное частичное 0,02 мм	Не более 0,05 мм
Группа осадки образцов на исходном размере	66	66
Величина глубины поверхностных дефектов	отсутствуют	Допускаются отдельные риски глубиной не более половины предельного отклонения по диаметру

ПОДГОТОВКА КАЛИБРОВАННОГО ПРОКАТА СТАЛИ 40X ПОД ХОЛОДНУЮ ВЫСАДКУ ВЫСОКОПРОЧНЫХ ДЛИННОМЕРНЫХ БОЛТОВ

Филиппов А.А., Пачурин Г.В.

*Россия, Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева
E-mail.: PachurinGV@mail.ru*

PREPARATION DRAWN STEEL STEEL 40X UNDER COLD LANDING HIGH LONG BOLTS

Filippov AA, Pachurin GV

On the basis of studying the effect of temperature isothermal treatment and the degree of compression in the calibration of hot-rolled on the structural and mechanical properties of chromium steel 40X developed optimal technology training calibrated rolling, providing the production of high-long bolts.

Безопасность конструкции во многом определяется эксплуатационной надежностью элементов ее составляющих. К числу ответственных и широко распространенных в машиностроении деталей относится автомобильный крепеж, изготавливаемый из углеродистой, высокоуглеродистой и легированной проволоки. Наиболее распространенным и прогрессивным способом получения метизных изделий является метод холодной высадки из калиброванного проката.

Для изготовления высокопрочного крепежа методом холодной штамповки чаще всего используют стали марок 35,35X, 20Г2Р, 30Г1Р, 38XA, 40X и других. В последние годы широкое распространение из них получила низкоуглеродистая боросодержащая доэвтектоидная сталь 20Г2Р, которая, несмотря на видимые преимущества, обладает рядом чисто технологических трудностей. К ним относится необходимость предотвращения связывания бора в нитриды при выплавке стали, так как на прокаливается стали оказывает влияние не весь присутствующий в стали бор, а только «эффективный» (твердорастворимый, не связанный в нитриды). Нарушение этого условия приводит к нестабильности их свойств и низкому качеству проката из-за не возможности получения необходимой твердости после закалывания.

В настоящее время в метизном производстве довольно широко распространена хромистая сталь 40X. Так около 60% крепежа классом прочности 10.9 и выше изготавливают из этой стали с последующим термоулучшением высаженных болтов. Ценовая политика к прокату стали 40X со стороны металлургических комбинатов значительно гибче, чем к боросодержащим сталям. Цена

одной тонны горячекатаного проката стали марки 40X, как правило, на 16-20% ниже цены одной тонны боросодержащей стали. Кроме того, калиброванный прокат стали 40X с меньшей интенсивностью подвергается обезуглероживанию поверхности, чем стали 20Г2Р и 30Г1Р. Для крепежа классом прочности 8.8 и выше это явление имеет решающее значение.

За рубежом крепежные изделия повышенной прочности (класс прочности 8.8 и выше) составляют 90-95% от общего объема производства, в то время как в РФ доля крепежа повышенной прочности составляет 15-18% от общего выпуска. Поэтому расширение производства и применение крепежных изделий повышенной прочности является актуальной проблемой отечественной промышленности.

В настоящее время производство крепежа в Российской Федерации сократилось, так как значительная часть объемов данного продукта начала поступать из Китая, Тайваня и др. Также одной из главных причин сокращения производства крепежных изделий явилось уменьшение объемов в машиностроении в целом и в автомобилестроении в частности.

В настоящей работе представлены результаты разработки технологии изготовления из горячекатаного проката калиброванного проката для изготовления длинномерного высокопрочного крепежа методом холодной объемной штамповки.

По действующей и предлагаемой технологии весь прокат подвергается очистке от окалины химическим травлением в концентрированном растворе серной кислоты. Требования к изготовлению крепежных изделий должны соответствовать классу прочности 8.8 и выше по ГОСТ 1759.4-87, то есть метизные изделия должны изготавливаться с последующей закалкой и отпуском для создания необходимых механических свойств. Нами были получены требуемые механические свойства, соответствующие классу прочности 10.9 крепежа, на калиброванном прокате и готовых изделиях из стали 40X без дальнейшей их закалки и отпуска. По данной технологии получен патент на изобретение [1]. Сущность предложенного технологического процесса заключается в следующем.

Заготовка: горячекатаный прокат диаметром 13,0 мм с отклонениями от геометрических параметров согласно ГОСТ 2590-88 обычной точности прокатки «В».

Горячекатаный и калиброванный прокат стали марки 40X подвергается следующей технологической обработке:

- отжиг горячекатаного проката по режиму: температура нагрева 780⁰С, выдержка в течение 3-часов, охлаждение до температуры 700⁰С, выдержка в течение 3-х часов, охлаждение с печью;
- подготовка поверхности металла к калиброванию;
- предварительное калибрование со степенью обжатия 15% (с диаметра 13,0 мм на диаметр 11,95 мм);
- изотермическая закалка по режиму: температура нагрева 880⁰С, охлаждение в селитре при температуре 400⁰С с выдержкой в течение 5-ти минут, охлаждение на воздухе в течение 1 минуты, окончательное охлаждение в воде;
- подготовка поверхности металла с фосфатированием;
- калибрование на окончательный размер со степенью обжатия 5% (с диаметра 11,95 мм на диаметр 11,65 мм);
- высадка болтов.

Для того, чтобы крепеж соответствовал классу прочности 8.8 и выше по действующей технологии после холодной объемной штамповки из калиброванного проката он подвергается последующей термической обработке - закалке и отпуску. При этом следует отметить, что термическая обработка таких готовых метизов в виде закалки и отпуска по затратам составляет более 8% от их стоимости. Кроме того, в результате закалки в длинномерных изделиях могут возникать нежелательные деформационные деформации и трещины, что значительно снижает качество изделий и повышает их отбраковку.

Из калиброванного проката стали 40X, полученного по предложенной технологии, изготовлены методом холодной высадки длинномерные болты М12х 110 и М10х 95 с короткой обрезной головкой и проведено их испытание на разрыв. Длинномерные болты, изготовленные из стали марки 40X с сорбитообразной перлитной структурой и упрочненные поверхностной пластической деформацией в процессе накатки резьбы имеют волокнистый излом и обладают высоким комплексом прочностных и пластических свойств, соответствующих классу прочности 10.9 крепежа.

Общие выводы

1. Наилучшее сочетание механических свойств после изотермической закалки стали 40X (высокая прочность и незначительное сопротивление пластической деформации) достигается при степени обжатия, равной 10%.

2. С увеличением степени обжатия до 60% наблюдается непрерывный рост предела прочности и предела текучести, величина относительного сужения и относительного удлинения снижаются.

3. Калибрование проката со степенями обжатия 40% и 60 % и изотермически обработанный при температуре 500°C, приводит к практически полной потери пластичности и разрушению образца в процессе калибрования вследствие образования внутренних трещин. Мартенсит в структуре изотермически обработанных при температуре 500°C в стали 40X образуется в результате неполного распада аустенита при выдержке в течение 3 минут и превращения части переохлажденного аустенита в мартенсит при охлаждении образцов в воде.

4. Изотермическая обработка проката, подвергнутого деформации калиброванием с малыми степенями обжатия 5, 10 и 20% при температурах 400 и 450°C повышает прочностные и пластические свойства.

5. Проведенные исследования показали возможность производства высокопрочного крепежа класса прочности 10.9 без проведения отдельной технологической операции – термического упрочнения готового крепежа.

6. Предложена оптимальная схема технологической подготовки калиброванного проката стали марки 40X для изготовления высокопрочных длинномерных болтов классом прочности 10.9. Она позволяет проводить изотермическую закалку взамен сфероидизирующего отжига и исключить операцию окончательной закалки и отпуска длинномерных болтов, что положительно сказывается на их эксплуатационных характеристиках, позволяет снизить энергозатраты и повысить экологичность производства. Получен патент на изобретение №2380432.

Список литературы

1. Филиппов А.А., Пачурин Г.В. Патент на изобретение «Способ обработки горячекатаного проката под высадку болтов», Патент RU 2380432 C1 C21D 8/06. 2008151317/02; Заявл. 23.12.2008; Опубл. 27.01.2010. Бюл. № 3.

ПОВЫШЕНИЕ ОБРАБАТЫВАЕМОСТИ АЗОТИРУЕМЫХ СТАЛЕЙ И ДЕТАЛЕЙ ИЗ НИХ ПУТЕМ УПРАВЛЕНИЯ ПРОЦЕССАМИ ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ В ЗОНЕ РЕЗАНИЯ

Харитончик Д.И., Моисеенко В.И.

*ОАО «Белорусский автомобильный завод» г. Жодино, Республика Беларусь;
ГНУ «Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси»
г. Минск, Республика Беларусь (e-mail: ks_oim@tut.by)*

Крупногабаритные зубчатые колеса с внутренним зацеплением изготавливаются преимущественно азотированными, не требующими финишных операций. При конструировании и в производстве указанных деталей основной современной тенденцией является обеспечение твердости сердцевины зубьев 270-300 НВ и использование сложнолегированной стали для достижения износостойкости поверхности зубьев.

Высокая твердость соединений азота с алюминием в стали, обеспечивающая сопротивление износу поверхностного слоя зубьев, предопределила применение сталей, легированных алюминием в пределах 0,7-2%. Указанный класс сталей получил название - нитралои. В практике машиностроения известны как нитралои, не изменяющие твердость внутренних объемов деталей при азотировании, например, сталь 38X2MЮА и ее аналоги, так и нитралои у которых твердость сердцевины зубьев при азотировании может повышаться на 30-70% [1].

Сталь 38X2MЮА является наиболее распространенной в производстве крупногабаритных азотированных зубчатых колес. Одной из основных проблем производства крупногабаритных зубчатых колес с внутренним зацеплением при использовании стали 38X2MЮА является плохая обрабатываемость материала, вызванная крайне неравномерным распределением алюминия в стали [2]. Как показали наши исследования, локальная концентрация алюминия в кольцевых заготовках

колес может изменяться в широких пределах: от 1 до 50% по массе. При указанных количествах алюминия в стали могут образовываться как исключительно твердые фазы (корунд с твердостью до 3000-4500 НВ), так и вязкие составляющие сложного состава. При 20% алюминия чугуны с твердостью 240 НВ практически не подлежат токарной обработке из-за высокой вязкости материала.

В основу разработки нового метода повышения обрабатываемости стали 38Х2МЮА положено основополагающее положение механики резания металлов: более 90% энергии резания приходится на процесс пластической деформации (ПД) материала [3].

Установленное во многих экспериментах существование дислокаций в приграничных объемах зерен (т.е. формально внутри зерен), и расположение линий скольжения вдоль границ зерен [4, 5] позволили считать, что источником дислокаций и локализованной ПД могут быть узлы сопряжения фаз, имеющих в зависимости от локального химического состава различающиеся параметры кристаллических решеток и располагающихся в приграничных объемах зерен. Это явление впервые отмечено в ферритных зернах и связано с повышением концентрации в приграничных объемах зерен аустенитообразующих элементов при наличии в стали примесной меди [5]. Близлежащие источники дислокаций, расположенные в соседних зернах и имеющие одинаковую природу, впервые предложено рассматривать как основную причину эстафетной передачи локализованной пластической деформации от зерна к зерну [5].

Таким образом, получение небольшого количества феррита в сорбитной структуре может улучшать обрабатываемость стали. Вместе с тем, следует учесть, что феррит обычно имеет невысокую прочность и его присутствие в материале деталей способно снизить их несущую способность. Именно по этой причине в улучшенной структуре сердцевины деталей, подвергаемых цементации, доля феррита строго регламентируется. Следовательно, при выборе (или создании) технологий формирования ферритной составляющей в материале деталей, подвергаемых термическому упрочнению перед мехобработкой, необходимо минимизировать количество феррита и обеспечить максимально возможное повышение его конструкционной прочности.

Известное повышение твердости феррита после нагрева и охлаждения стали в воде (даже после нагрева до 500-600⁰С) [1, 6] позволяет считать, что возникающий в термоулучшенных сталях феррит может иметь более высокую прочность, чем исходный, находившийся в феррите – перлитной смеси. Дальнейшие исследования показали [5], что в результате вышеприведенных операций термообработки, в структуре заметно увеличивается толщина приграничного слоя зерен, в котором концентрация основных легирующих элементов (Ni, Mn, Mo, V), а также углерода, в разы превышает среднее их содержание в материале, а объем обогащенного легирующими элементами приграничного объема может достигать 5% объема зерна. При этом уменьшается внутреннее трение, возрастает предел выносливости материала [5]. Полученные количественные концентрации аустенитообразующих элементов в приграничных объемах зерен позволили считать, что отмечаемое повышение твердости и прочности материала является следствием возникновения закалочных структур в приграничных нано-объемах зерен. В этом случае, важно оценить возможность зарождения и развития ПД в зонах сопряжения структур, имеющих отличающиеся параметры кристаллических решеток (например, мартенсита и феррита) и повышенную твердость последнего.

Проведенные эксперименты с применением специального метода выявления макропластической локализованной деформации [7] показали, что в образцах из стали 45, закаленных ТВЧ на глубину 3 мм, пластическая деформация (рисунок 1), возникающая под закаленным слоем в зоне действия напряжений растяжения, наиболее интенсивно развивается в тех местах, где одновременно присутствуют структуры, кристаллические решетки которых имеют заметные различия. Твердость структуры материала имеет, судя по всему, меньшее значение.

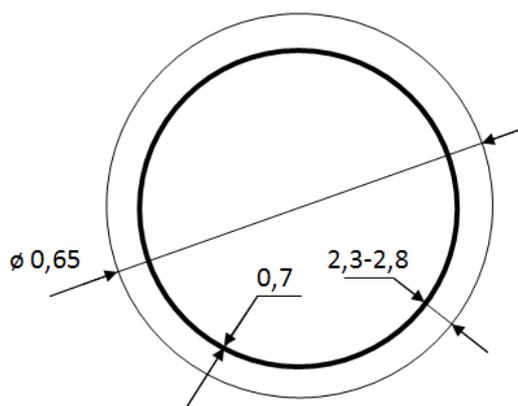


Рисунок 1 – Схема расположения зоны пластической деформации в образце, закаленном ТВЧ (кольцо — пластическая деформация, выявленная травлением в растворе хлорного железа [3])

В образце (№1), имеющем после улучшения сорбитную структуру с твердостью $270 \text{ HV}_{0,2}$ наиболее интенсивно пластическая деформация развивается в зоне сопряжения мартенсита и троостита (таблица 1). Твердость троостита — $440 \text{ HV}_{0,025}$. В нормализованном образце (№2) со структурой феррита и сорбитизированного перлита, пластическая деформация наиболее интенсивно развивается в зоне сопряжения мартенсита и феррита при твердости последнего — $290\text{-}330 \text{ HV}_{0,025}$.

Таблица 1 – Структурное строение круга $\text{Ø}65$ (сталь 45) после закалки ТВЧ
Результаты исследования структуры

Вид термообработки и регистрируемый параметр	Образец №1	Образец №2
Термообработка образца перед ТВЧ	улучшение + закалка ТВЧ.	нормализация + закалка ТВЧ.
Глубина закаленного слоя (L) (без следов пластического деформирования материала)	2,3 мм	2,8 мм
Толщина (l) зоны пластической деформации (черное кольцо)	0,35 мм (между 2,3-2,65 мм)	0,2 мм (между 2,8-3,0 мм)
Структура в зоне максимальной травимости материала	Мартенсит ($580 \text{ HV}_{0,025}$) и троостит ($400 \text{ HV}_{0,025}$) (от 1,0 до 10%); сердцевина - сорбит ($270 \text{ HV}_{0,2}$).	Мартенсит ($636\text{-}656 \text{ HV}_{0,025}$) и феррит (10-15%) ($290\text{-}330 \text{ HV}_{0,025}$). Сердцевина - перлит сорбитизированный ($200\text{-}253 \text{ HV}_{0,015}$) и феррит ($140\text{-}180 \text{ HV}_{0,015}$).

Поставленная задача получения регламентированного количества феррита при улучшении стали впервые в промышленности решена путем применения нового вида термического улучшения: неполной закалки и последующего отпуска.

Под неполной закалкой в данной работе понимается получение феррита в улучшенной структуре стали исключительно вследствие распада при закалке негомогенизированного аустенита, сформированного путем сокращения времени выдержки деталей при температуре выше A_{C3} .

Время превращения феррито-перлитной структуры в аустенит по своей природе быстропротекающий процесс. По С.С. Штейбергу время превращения пластинчатого перлита в аустенит при температуре 800°C составляет десятки секунд [8, 9].

Однако для реальных деталей, изготовленных с использованием легированных сталей, время превращения может исчисляться часами. Концентрация углерода в аустените не может быть выровнена до тех пор пока не исчезнет градиент концентрации легирующих элементов [8, 9].

Для оценки времени выдержки при неполной закалке предложено пользоваться следующей полуэмпирической зависимостью [10]:

$$\tau_{\text{ааоі}} = 50 \cdot \frac{\tilde{n}_{\text{аао}}}{\tilde{n}_{\text{о}} - \tilde{n}_{\text{о}}} \cdot \frac{\delta_{\text{сдді}}}{2 \cdot D_c^{\gamma}} \cdot \sqrt{\frac{H}{h}} \quad (1)$$

где:

D_c^{γ} - коэффициент диффузии углерода в аустените (см²/с);

$c_{\text{эвт}}$ - содержание углерода в аустените (перлите) — 0,8%;

$c_{\text{ц}} - c_{\text{ф}}$ - разность концентрации углерода в феррите и цементите — $c_{\text{ц}}$ 6,67%, $c_{\text{ф}}$ 0,02-0,04%

при температуре до 930⁰С;

$\frac{\delta}{2}$ - расстояние от границы до центра зерна ($\delta_{\text{зерн}}$ - размер зерна по ГОСТ 5639-81, мм);

H – толщина обода колеса, мм;

h – толщина зуба по делительной окружности, мм ($h \geq 10$ мм).

Полученное соотношение позволяет заметно сократить время и затраты на отладку процесса термообработки в малосерийном производстве крупногабаритных и дорогих деталей.

При закалке деталей с неоднородным аустенитом (при скоростях охлаждения выше критических) в материале получают различные микроструктуры, в том числе и феррит (таблица 2).

Таблица 2 – Результаты исследований структуры зубчатых венцов крупногабаритных зубчатых колес (m=10, сталь 38X2МЮА)

п/п	Виды и режимы термической обработки	Параметры качества Твердость, микротвердость структурных составляющих	Микроструктура образцов
2	Улучшение после отжига: нагрев под закалку 930 ⁰ С, закалка в масле. Отпуск при 610 ⁰ С, время 5 ч, воздух. Выдержка при 930 ⁰ С 30 мин.	3 Твердость образца 295 НВ, сорбита 295-310 НV0,025, феррита 200-238 НV0,025.	4 Сорбит неравномерно травящийся, игольчатого и дисперсного строения. Феррит ~ 5%.
	Улучшение после отжига: нагрев под закалку 930 ⁰ С, закалка в масле. Отпуск при 610 ⁰ С, время 5 ч, воздух. Выдержка при 930 ⁰ С 45 мин.	Твердость образца 285 НВ, сорбита 283-310 НV0,025, других фазовых составляющих (феррита) 200-230 НV0,025.	Сорбит дисперсного строения и небольшое количество до 3%, ферритных включений.
	Улучшение по режиму образца №1. Выдержка при 930 ⁰ С — 60 мин.	Твердость образца 302 НВ, сорбита 301-310 НV0,025.	Сорбит мелкодисперсного строения.

Примечание: содержание химических элементов в стали 38X2МЮА, ГОСТ 4543-71: С 0.35-0.42; Мn 0.30-0.60; Si 0.20-0.45; Cr 1.35-1.65; Mo 0.15-0.25; Al 0.7-1.10; P и S не более 0.025. Химический состав стали исследуемых образцов: С 0.38; Si 0.35; Мn 0.45; Cr 1.35; Mo 0.15; Al 0.75; S 0.02; P 0.02. По результатам микрорентгеноспектрального анализа в образцах с выдержкой 30 и 45 мин. Установлена локальная химическая неоднородность элементов (например, содержание Al в пределах 0,6-2,1%).

Разработанная неполная закалка, формирующая в улучшенной структуре регламентируемое (3-5%) количество феррита повышенной прочности является эффективным средством обеспечения обрабатываемости и необходимого ресурса азотированных колес из сталей легированных алюминием, в которых прочность достигается повышенной твердостью сердцевины (~300 НВ), а износостойкость азотированным слоем повышенной твердости — до 1000 НВ и толщиной 0,3-0,5 мм.

Азотированные колеса, прошедшие неполную закалку обеспечивают работоспособность крупногабаритных планетарных редукторов мобильных машин при их пробеге не менее 200 тыс. км.

Литература

1. Э.А. Гудремон Специальные стали, т.1. М.: Металлургия. 1966. 736 с.
2. Электрошлаковый металл / Под ред. Б.Е. Патона, Б.И. Медовара. – Киев: Наукова думка, 1981. – 530 с.
3. В.К. Старков Дислокационные представления о резании металлов. М.: Машиностроение. - 1979. С. 5-140
4. Мак Лин Д. Механические свойства металлов. – М.: Металлургия, 1965. – 431 с.
5. Моисеенко В.И., Мариев П.Л. Основы структурной равнопрочности стали и элементов крупногабаритных деталей машин. – Мн., 1999. – 200 с.
6. Гуляев А.П. Металловедение. М.: Металлургия. – 1986. 544 с.
7. А.с. №523326 (СССР). Способ исследования нагруженности элементов конструкций при упругопластическом деформировании. С.В. Кошелев, С.П. Кравчук, В.И. Моисеенко и др. Оpubл. В БИ и ТЗ. – 1976. - №12.
8. Блантер М.Б. Развитие превращения при термической обработке стали / М.Е. Блантер. – М., 1962 – С. 251.
9. Криштал М.А. Механизм диффузии в железных сплавах / М.А. Криштал М.: Металлургия, 1972.
10. В.И. Моисеенко, Д.И. Харитончик, В.С. Колтович, Н.Д. Шкатуло Основы повышения обрабатываемости улучшаемых конструкционных сталей для крупногабаритных азотированных зубчатых колес // Механика машин, механизмов и материалов. №1 (10) 2010. С. 78-81.

ВЛИЯНИЕ СТЕПЕНИ ХОЛОДНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ РАДИАЛЬНОЙ КОВКЕ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И РАЗРУШЕНИЕ ЦИРКОНИЕВОГО СПЛАВА Э110

Никулин С.А.¹, Котрехов В.А.², Рожнов А.Б.¹, Хаткевич В.М.¹, Рогачев С.О.¹, Заводчиков А.С.²

¹Россия, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,

²Россия, ОАО «Чепецкий механический завод», nikulin@misis.ru

EFFECT OF DEGREE OF COLD DEFORMATION IN RADIAL FORGING ON THE MECHANICAL PROPERTIES AND FRACTURE OF ZIRCONIUM ALLOY E110

Nikulin S.A., Kotrehov V.A., Rojnov A.B., Hatkevich V.M., Rogachev S.O., Zavodchikov A.S.

Radial forging of E110 zirconium alloy leads to the formation of banded subgrain microstructure, oriented along the axial direction of round billet, and a significant hardening of the material, and with increasing degree of cold deformation for specimens cut along the rolling direction increases as the tensile strength and elongation.

В настоящее время на ОАО «ЧМЗ» (г. Глазов) происходит процесс освоения технологии радиальнойковки для изготовления труб из циркониевых сплавов. Радиальнаяковка – процесс, при котором используется два и более перемещающихся навстречу друг другу инструмента для создания валов с постоянным или переменным сечением по всей длине или труб с изменениями внутренних или внешних размеров. Радиально-обжимные машины обеспечивают: высокую производительность; высокую точность размеров получаемых изделий; низкую шероховатость поверхности; снижение потребления электроэнергии вследствие исключения многократных подогревов; уменьшение обычных штамповочных припусков на обработку резанием; повышение качества структуры металла поковок. Однако, влияние использования новой технологии изготовления труб на механические свойства и сопротивление разрушению материала на последующих технологических этапах после радиальнойковки в данный момент изучено недостаточно. В данной работе исследовано влияние

степени холодной деформации при радиальной ковке на механические свойства и характер разрушения трубной заготовки из циркониевого сплава Э110. Проведены серии измерений микротвёрдости по методу Виккерса на микротвердомере MICROMET 5101 вдоль осевого, тангенциального и радиального направлений трубчатых образцов. Испытания на одноосное растяжение проводились с помощью универсальной испытательной машина Zwick/Roell. Электронно-микроскопические исследования структуры проводили на тонких фольгах с помощью электронного микроскопа JEM – 2000 FXII (LEOL) при ускоряющем напряжении 160 кВ на просвет в трансмиссионном режиме (ТЭМ). Поперечный размер субзерен определяли с использованием программы Image Expert версии 3.0 методом секущей линии на 5-ти микрофотографиях для каждого состояния при увеличениях 10-20 тыс. крат, снятых в светлом поле. Анализ изломов проведен с помощью сканирующего электронного микроскопа HITACHI S-800.

Радиальная ковка циркониевого сплава Э110 формирует полосчатую микроструктуру, ориентированную вдоль осевого направления трубной заготовки (рис. 1). Полученные электронограммы свидетельствуют о том, что наблюдаемые пластины являются протяжёнными субзернами α -циркония, т.к. наблюдаются отдельные точечные рефлексы. Также наблюдаются крупные и мелкие вытянутые частицы метастабильной β -циркониевой фазы, которые находятся как в теле субзерна α -циркония, так и на границах. При больших увеличениях (100 тыс. крат) видно, что β -циркониевая фаза начинает распадаться с образованием мелких β -ниобиевых выделений.

Результаты исследований показали, что при всех степенях деформации деформирование материала трубной заготовки проходит неравномерно по толщине стенки. Наружные поверхности трубной заготовки деформируются больше, чем внутренние. С увеличением степени холодной деформации данная неравномерность усиливается, т.е. с увеличением степени холодной деформации неоднородность упрочнения по толщине стенки трубной заготовки возрастает. Радиальная ковка приводит к значительному упрочнению материала, причем с увеличением степени холодной деформации для продольных образцов, вырезанных из трубной заготовки, возрастает как предел прочности, так и относительное удлинение. Для продольных образцов предел прочности увеличивается с 710 до 780 МПа при увеличении степени деформации с 30,00 до 70,35 %, при увеличении относительного удлинения с 15 до 18 %. Для поперечных образцов предел прочности увеличивается, соответственно, с 580 до 680 МПа при сохранении относительного удлинения на уровне 7,5 - 9,5 %.

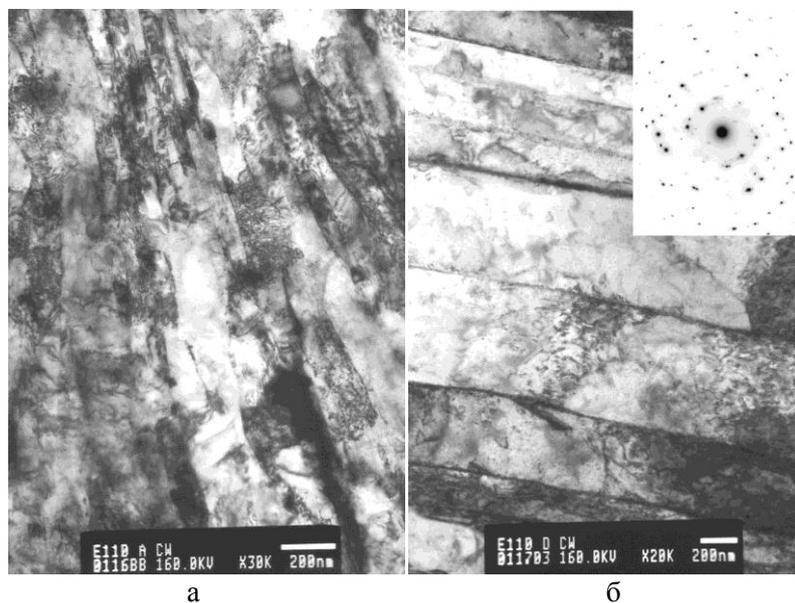


Рис. 1. Структура сплава Э110 после радиальнойковки
а – степень деформации 70,35 %, б – степень деформации 30,00 %

Полученные изломы, как продольных, так и поперечных образцов относятся к классу изломов типа «конус-чашка», но принципиально отличаются степенью анизотропии (рис. 2). Изломы характеризуются полностью вязким мелкоячеистым строением. Хрупких составляющих (фасетки скола или квази-скола) ни в каком из состояний не обнаружено. Кроме того, зона донной трещины поперечных образцов, имеющая ямочное строение, резко отличается от более гладкой зоны среза,

которая представляет собой поверхность без ярко выраженного рельефа с небольшим количеством ямок размером порядка 2 – 5 мкм.

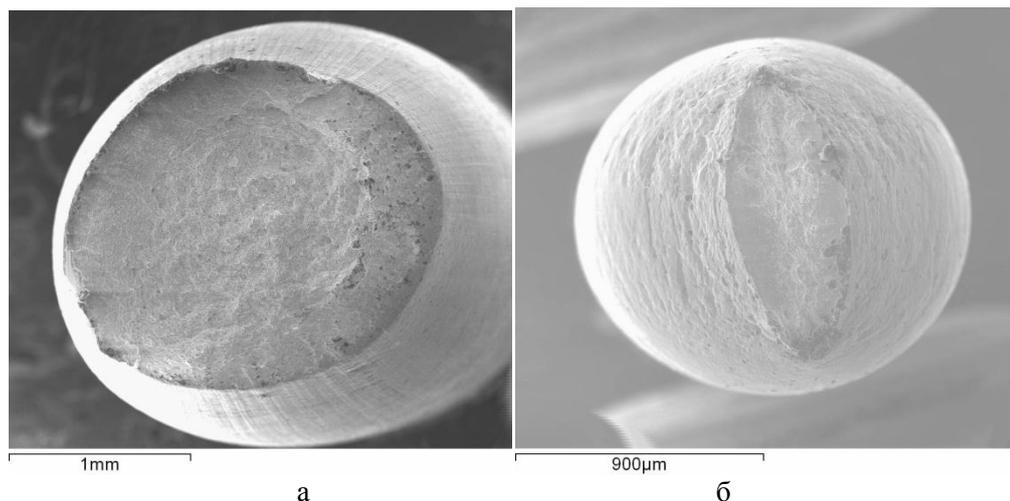


Рис. 2. Изломы образцов сплава Э110 после радиальнойковки со степенью деформации 60,00 %
а – продольное направление, б – поперечное направление

ЭЛЕКТРОННО-ПЛАЗМЕННАЯ ОБРАБОТКА ЛИСТОВОГО ПРОКАТА СТАЛИ 08КП

Чиненков С.В., Филиппов А.А., Пачурин Г.В.

*Россия, Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексева
E-mail.: PachurinGV@mail.ru*

ELECTRON-PLASMA TREATMENT OF PLATES OF STEEL 08KP

Chinenkov SV, Filippov AA, Pachurin GV

The results of the use of electron-plasma methods to clean the surface of flat-rolled steel 08kp to reduce the unit cost of electricity and emissions into the environment.

При изготовлении автобусов широко используется листовой прокат из низкоуглеродистых сталей. Стальной листовой прокат должен иметь чистую и блестящую поверхность, свободную от окалины, жировых и других загрязнений.

Основным способом удаления окалины листового проката в рулоне является химическое травление в растворах кислот при повышенных температурах. Однако он имеет ряд существенных недостатков – образование длинных заправочных концов ленты, большая площадь травильных и промывочных ванн, высокая температура воды (50-70°C), продолжительное время операции травления (30-50 мин.) и образование вредных отработанных растворов. Химическая утилизация вредных отработанных растворов трудоемка и связана с энергетическими и материальными затратами. Данный способ очистки поверхности может загрязнять окружающую среду.

Продолжительность травления зависит от марки стали проката, состояния поставки и концентрации раствора кислоты. Использование ингибиторов позволяет избежать «неотрав» или «перетрав» проката. Во время травления полосовой стальной ленты образуются вредные запахи, которые постоянно должны удаляться через бортовые отсосы в течение всего технологического процесса. Таким образом данный способ экономически затратный и не экологичный, так как приводит к загрязнению окружающей среды и требует использования очистных сооружений.

Существуют также механические способы удаления окалины - обработка поверхности металлопроката щетками, фрезами, дробью, абразивными кругами и другие. Однако они также снижают коэффициент использования металла и могут загрязнять окружающую среду.

Использование электронно-плазменной технологии очистки металлопроката от окалины (ЭОП) позволяет сократить технологическую цепочку, исключив ряд операций, которые имеются при травлении металла в растворах кислот и обеспечить экологичность производственного процесса по очистке проката. Способ очистки металлических поверхностей от загрязнений осуществляют путем воздействия на поступательное перемещаемое изделия дуговым разрядом в вакууме. При этом на поверхности металла происходит восстановление окалины и сублимация остальных загрязнений в результате взаимодействия с частицами плазмы. Низкотемпературная плазма создается различными физическими источниками. При данной технологии очистки металлопроката от окалины используется плазмообразующий элемент специальной конструкции. Особенность данной технологии заключается в том, что восстановление окалины на поверхности металла производится в плазмообразующем элементе низкотемпературной плазмой со степенью разрежения в диапазоне 10-0,001 мм рт. столба. В процесс ЭПО заложен процесс хемосорбции, то есть поглощение вещества из паровой фазы или раствора поверхностью твердого тела, при котором между адсорбированными молекулами и поверхностными слоями твердого тела возникает химическое взаимодействие. Восстановленные из оксидов металлы на очищенной поверхности создают прочные защитные пленки, которые в течение длительного времени предохраняют эту поверхность от дальнейшей коррозии (за счет восстановленного чистого железа). Они сохраняют это свойство и во влажной среде. Это одно из преимуществ электронно-плазменных технологий перед технологиями очистки кислотой, песком, дробью и др. Кроме того, прочная защитная пленка прекрасно выполняет роль подмазочного слоя, который наносят перед или после волочения (перед штамповкой). Слой пленки получается равномерным по толщине и надежно сцепляется с основным металлом. Это дополнительное преимущество электронно-плазменных технологий перед технологиями очистки кислотой, песком и дробью.

Использование электронно-плазменной очистки горячекатаной ленты в рулоне от окалины позволяет исключить ряд операций, которые используются при травлении полосовой ленты в рулоне в растворах кислот, и обеспечить экологичность производственного процесса очистки поверхности от окалины и ржавчины. Листовой прокат, обработанный способом электронно-плазменных технологий, обладает высокой адгезионной способностью, которая в 2-3 раза выше, чем при использовании других способов очистки.

Удельные затраты по электроэнергии в зависимости от состояния и решаемых задач составляют 0,3-0,6 квт.ч/м². Энергозатраты на обработку поверхности зависят от степени загрязненности поверхности плоского полосового проката, скорости обработки рулона, площади очищаемой поверхности ленты и химического состава металла. Скорость очистки при электронно-плазменной технологии определяется также мощностью подводимой к рабочему электронно-плазменному модулю. Максимальная скорость очистки плоского проката определяется только параметрами перемоточного устройства и прочностью очищаемой ленты.

Практическое опробование в реальных условиях производственного процесса показало, что электронно-плазменная очистка представляет собой высокопроизводительный и экологически чистый способ очистки горячекатаного плоского проката и термически обработанной ленты в рулоне. Установка [1], применяемая при технологии электронно-плазменной очистки поверхности полосового проката в рулоне, полностью автоматизирована, занимает небольшое пространство (около 40 м²) и отвечает требованиям техники безопасности и охраны окружающей среды.

Нами были проведены опытные работы по очистке горячекатаного плоского листового проката в рулоне стали марки 08кп, толщиной 1,5 мм, шириной 1000 мм.

Визуальный осмотр поверхности листового проката стали марки 08кп после электронно-плазменной обработки свидетельствует об однородности поверхности. Отсутствуют заметная шероховатость и следы окалины. Микроструктура поверхностного слоя образцов после химического травления в растворах кислот и после электронно-плазменной обработки практически не отличается от сердцевины. Это подтверждается результатами измерения микротвердости. Результаты измерений стабильны. Разброс значений практически отсутствует.

Кроме того, материалы, обработанные технологий ЭПО, обладают более высокой (в 2-3 раза выше, чем при использовании других способов очистки) адгезионной способностью. Удельные затраты по электроэнергии в зависимости от состояния металла и решаемых задач составляют 0,3-0,6 квт.ч/м² [2]. Энергозатраты на обработку поверхности зависят от степени загрязненности поверхности, скорости обработки материала, площади обрабатываемой поверхности, а также

химического состава металла. Стоимость очистки поверхности проката с применением ЭПО почти в 5-7 раз ниже, чем при использовании кислоты и 2-3 раза ниже, чем при использовании очистки дробью.

Максимальная скорость очистки металлопроката определяется только параметрами перемоточного устройства и прочностью проволоки. Скорость обработки тем выше, чем ниже температура испарения окислов очищаемого металла или сплава. Скорость очистки в проходных агрегатах в зависимости от вида проката и возможностью перемоточных устройств может достигать от 6,5 до 10 м/сек. Скорость очистки при ЭПО определяется также мощностью подводимой к рабочему электронно-плазменному модулю.

Вредные выбросы в атмосферу при использовании ЭПО отсутствуют. Состав образующихся в данном случае отходов представляет собой - H_2O , CO_2 , O_2 . Все это выносится в атмосферу, но объемы их очень малы. В процессе очистки 1 тонны металлопроката образуется лишь около 0,0001 м³ вышеуказанных газообразных выбросов.

Практическая работа показала возможность реализации этой технологии путем создания не только однопиточных агрегатов очистки металлопроката с производительностью очистки 1,5 – 2 тысяч в год, но и многониточных (6-12 ниток), формирующих мотки большой массы для последующей переработки их на станах при тех же режимах волочения, как и после травления. По данным [3] две такие установки способны заменить травильную линию производительностью 150 тысяч тонн в год при производственных затратах в 4-5 раз ниже, чем при травлении.

Список литературы

1. Патент № 2139151 «Способ очистки металлических поверхностей и устройство для его осуществления».
2. Сенокосов Е.С., Сенокосов А.Е. Плазма, рожденная Марсом.// Металлоснабжение и сбыт. 2001, №4. С. 50-51.
3. Гейдаров Ю.С., Ерофеев В.С. О некоторых перспективных направлениях развития науки и техники в области метизного производства // Ассоциация метизов. Метизы. Специализированный журнал. 2003, 1. (02). С. 28-32.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ AlCrCuNiFeCo

Шайсултанов Д.Г.⁽¹⁾, Кузнецов А.В.⁽²⁾, Степанов Н.Д.⁽³⁾, Салищев Г.А.⁽⁴⁾, Сеньков О.Н.⁽⁵⁾

⁽¹⁻⁴⁾ Россия, г. Белгород, Белгородский государственный университет, 308015 ул. Победы, 85
Лаборатория объемных наноструктурных материалов.

⁽¹⁾ shaysultanov@bsu.edu.ru; ⁽²⁾ kuznetsov@bsu.edu.ru; ⁽³⁾ stepanov@bsu.edu.ru;

⁽⁴⁾ salishchev@bsu.edu.ru;

⁽⁵⁾ USA, Wright-Patterson Air Force Base, OH 45433, Air Force Research Laboratory

⁽⁵⁾ oleg.senkov@wpafb.af.mil

Shaysultanov D.G. Kuznetsov A.V. Stepanov N.D. Salishchev G.A. Senkov O.N.

High-Entropy Alloy system AlCrCuNiFeCo, smelted by induction melting method followed by casting metal into a water-cooled copper mold was chosen as the object of investigation. High-Entropy Alloy AlCrCuNiFeCo shows a typical dendritic structure. Dendrites consist of a solid solution and an interdendritic layer is a copper-rich solid solution. With the help of an X-ray diffraction analysis it was revealed that the alloy consists of a mixture of solid solutions based on bcc and fcc phases. Carrying out a differential thermal analysis has revealed three endothermic peaks corresponding to phase transformations at 625°C, 1115°C and 1325°C. High sediment carried out in the air at $\dot{\epsilon} = 10^{-3} s^{-1}$ leads to the destruction of the dendritic structure. Microstructure of equiaxed phases of 0.3 μm is shaped at $T = 600^\circ C$, 0.6 μm is at $800^\circ C$, and 1.4 μm is at $1000^\circ C$.

Обычный подход к созданию конструкционных материалов заключается в выборе основного элемента, который в дальнейшем легируется для получения желаемой комбинации механических и/или технологических свойств. Однако, несмотря на значительное количество элементов, используемых в качестве легирующих добавок, такой подход дает ограниченное количество практически применимых композиций, подавляющее большинство из которых уже известно. В настоящее время исследования сосредоточены над созданием и изучением новых так называемых высокоэнтропийных сплавов (ВЭС) с большим числом элементов в эквимольном соотношении. Высокоэнтропийными сплавами называются сплавы, содержащие от 5 и более элементов с концентрацией каждого элемента от 5 до 30 ат.%. Созданные в последние годы некоторые композиции ВЭС характеризуются высокой твердостью, прочностью, износостойкостью, но при этом обладают высокой термостабильностью, что позволяет их рассматривать, в качестве перспективных материалов для ряда функциональных и конструкционных применений. Между тем они имеют чрезвычайно низкую пластичность, что предполагает определенные ограничения в их применении.

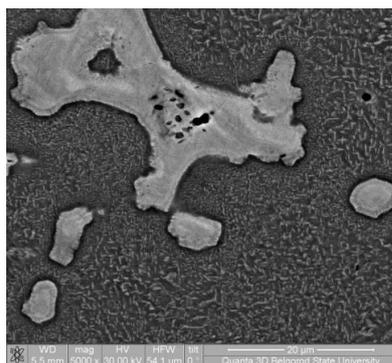


Рис. 1. – Микроструктура высокоэнтропийного сплава системы AlCrCuNiFeCo в исходном состоянии.

Объектом исследования был выбран ВЭС системы AlCrCuNiFeCo, выплавленный методом индукционной плавки с последующей разливкой металла в водоохлаждаемую медную изложницу. Из полученного слитка диаметром 45 мм и высотой 30 мм были вырезаны образцы для последующей деформации осадкой и отжига в интервале 20-1000°C. В исходном (литом) состоянии (рис 1.), сплав имеет типичную дендритную структуру. При этом, основываясь на данных локального энергодисперсионного анализа, полученных при помощи растрового электронного микроскопа, можно утверждать, что междендритная прослойка (светлая) является богатым медью твердым раствором, а дендриты (серая) имеют химическую композицию близкую к номинальной по составу сплава, с дефицитом по меди. Также внутри дендритов имеются небольшие выделения (светло-серая) в виде мелких частиц.

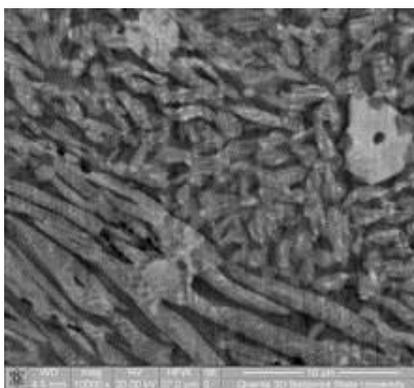


Рис. 2. – Микроструктура высокоэнтропийного сплава системы AlCrCuNiFeCo после отжига при T=1000°C.

Для изучения превращений протекающих в исходном литом состоянии был проведен дифференциальный термический анализ. После нагрева образец был охлажден, а затем снова подвергнут нагреву при тех же условиях. Проведение дифференциально термического анализа

позволило выявить три эндотермических пика отвечающие фазовым превращениям. Первый пик был обнаружен при температуре 625°C. Стоит отметить, что микроструктурные исследования и рентгеноструктурный анализ обнаружили значительные изменения после отжига при температуре 700°C, что хорошо согласуется с наличием пика в интервале 600-700°C. Два других пика находятся в области 1115°C и 1325°C. Исходя из имеющихся в литературе данных по диаграммам состояния для данной системы сплавов можно предположить, что данные пики соответствуют температурам плавления междендритной богатой медью фазы и переходу дендритной фазы из упорядоченной в неупорядоченную.

Отжиги при температурах ниже 800°C приводят к некоторому увеличению объемной доли светло-серой фазы от 13% (20°C) до уровня около 50%. После отжигов при более высоких температурах светло-серая фаза занимает большую часть объема (75-86%). При этом после отжига при температуре 1000°C наблюдается заметная коагуляция частиц внутри дендритов (рис.2).

Методом рентгеноструктурного анализа было выявлено, что дендритная структуры литого и отожженных образцов состоят из твердых растворов на основе ГЦК и ОЦК фаз. Из анализа литературных данных было выяснено, что обогащенная медью междендритная прослойка, имеет ГЦК структуру. После отжигов с температурами 500 и 600°C происходит некоторое перераспределение интенсивностей, однако, эти изменения достаточно незначительны. После отжигов при температурах 700°C и выше происходит значительное увеличение интенсивностей всех пиков. На дифрактограммах образцов, отожженных при 700 и 1000°C наблюдается резкое падение интенсивностей дифракционных максимумов ГЦК и ОЦК твердых растворов в интервале углов 42-46°, сопровождающееся ростом интенсивностей в остальном диапазоне углов. Стоит отметить, что для ГЦК твердого раствора в литых и отожженных состояния наблюдается раздвоение пиков, то есть в структуре присутствуют две фазы с ГЦК решеткой и с различными параметрами решетки.

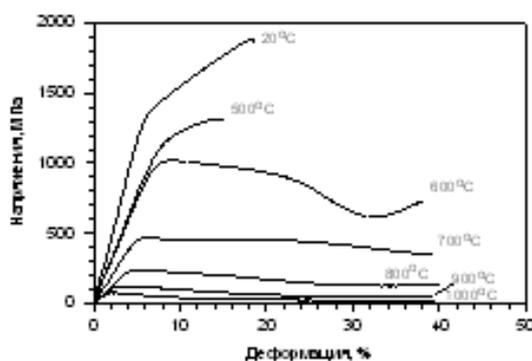


Рис. 3. – Зависимость предела текучести при сжатии высокоэнтропийного сплава системы AlCrCuNiFeCo от температуры.

Для оценки механических свойств были выполнены на воздухе испытания на осадку при $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ в интервале температур 20-1000°C. На рис. 3. представлены зависимости напряжения от деформации в ходе осадки при различных температурах. При комнатной температуре предел прочности составляет 1880МПа, однако, пластичность на сжатие всего 7%. Низкая пластичность сохраняется вплоть до 600°C, после чего происходит ее резкое увеличение, такое поведение обусловлено, вероятно, протеканием первого фазового (по данным ДСК) превращения, которые, в условиях пластической деформации могут происходить при более низкой температуре. Прочность материала заметно снижается с повышением температуры, достигая 80 МПа при 1000°C. Высокотемпературная осадка приводит к разрушению дендритной структуры, при этом хаотично распределяя по объему богатой медью ГЦК фазу. Размер формирующихся при деформации равноосных фаз зависит от температуры испытания. При T=600°C формируется микроструктура с размером равноосных фаз 0,3 мкм, при 800°C – 0,6 мкм, а при 1000°C – 1,4 мкм. В работе анализируется эволюция структуры и ее влияние на прочностные и пластические свойства. Обсуждаются механизмы пластической деформации ВЭСов в исследованном интервале температур.

УПРУГОПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ СТАЛЬНОГО ЛИСТА В КРОМКОГИБОЧНОМ ПРЕССЕ

Шинкин В.Н.

Россия, НИТУ «Московский институт стали и сплавов», *shinkin-korolev@yandex.ru*

THE ELASTO-PLASTIC DEFORMATION OF THE STEEL SHEET IN THE FLANGING PRESS

Shinkin V.N.

Under the edge's transversal bending of the thick-leaved blank the analytical method of the calculation of the main technological parameters is suggested. The shape and size of the thick-leaved blank during and after the moulding in the flanging press, the spring coefficient and the residual curvature of the blank are obtained. During every molding stage the elasto-plastic material model is considered. The condition of the corrugation's origin for the longitudinal edge of the sheet blank is obtained. The results of the investigation are important for the working out of the manufacturing technique of the steel major-diameter tubes for the main pipelines.

Производство стальных труб большого диаметра ($D=1020\div 1420$ мм) для магистральных трубопроводов является важной задачей тяжелой промышленности России. Первым процессом производства стальной трубы из плоской стальной листовой заготовки является формовка заготовки на кромкогибочном прессе, при которой может возникать дефект – гофра кромки листа [1, 2].

1. Формовка листа на кромкогибочном прессе (рис. 1). Пусть h – толщина заготовки, σ_T – предел текучести материала, E – модуль Юнга, γ – удельный вес металла. Введем прямоугольную систему координат Oxy в точке контакта листовой заготовки с пуансоном при формовке. Обозначим через $H = H_{эв}$ – высоту подъема кромки листа при формовке, H_1 – остаточную высоту подъема кромки листа после формовки, l – «длину» деформируемой части заготовки при формовке, l_1 – «длину» зоны остаточной деформации заготовки после распружинивания.

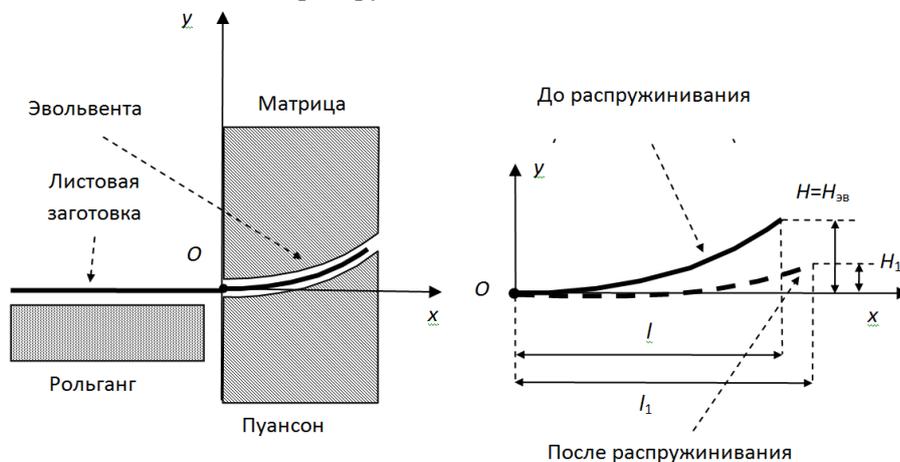


Рис. 1. Листовая заготовка в кромкогибочном прессе

Контактные профили пуансона и матрицы заданы в кромкогибочном прессе с помощью уравнения эвольвенты окружности:

$$b(\varphi) = r \cos \varphi + r\varphi \sin \varphi, \quad a(\varphi) = r \sin \varphi - r\varphi \cos \varphi, \quad da(b)/db = \operatorname{tg} \varphi,$$

где φ – «угол» (параметр) эвольвенты, $r = \operatorname{const}$.

Обозначим через φ_0 и φ_k – углы, соответствующие началу и концу контактной поверхности матрицы с заготовкой. Подгибка кромок листовой заготовки происходит одновременно и симметрично относительно центральной продольной оси листа. Значение φ_0 всегда задано. Пусть L – ширина заготовки, A – расстояние между пуансонами. Тогда $\varphi_k = (\varphi_0^2 - (L - A)/r)^{1/2}$. Координаты $(x(\varphi), y(\varphi))$ (реальные координаты нераспружиненной листовой заготовки) даются формулами:

$$b_0 = r \cos \varphi_0 + r \varphi_0 \sin \varphi_0, \quad a_0 = r \sin \varphi_0 - r \varphi_0 \cos \varphi_0,$$

$$x(\varphi) = -(a(\varphi) - a_0) \sin \varphi_0 - (b(\varphi) - b_0) \cos \varphi_0, \quad x(\varphi_k) = 1,$$

$$y(\varphi) = (a(\varphi) - a_0) \cos \varphi_0 - (b(\varphi) - b_0) \sin \varphi_0, \quad y(\varphi_k) = H = H_{эв}.$$

Длина дуги и радиус кривизны эвольвенты равны $S(\varphi) = r\varphi^2/2$ и $\rho(\varphi) = r\varphi$. После распруживания заготовки ее остаточный радиус кривизны нейтральной линии будет равен

$$\rho_0(\varphi) = \frac{\mu_1 \left(r\varphi + \frac{h}{2} \right)}{1 - \left[\frac{3r\varphi\sigma_T}{hE} - \frac{4(r\varphi)^3\sigma_T^3}{h^3E^3} + \frac{(\Pi_P + \Pi_C)}{h^3E} \left(\frac{h}{2} - \frac{\sigma_T r\varphi}{E} \right) \left(h^2 - \frac{h r\varphi\sigma_T}{E} - 2 \left(\frac{r\varphi\sigma_T}{E} \right)^2 \right) \right]},$$

где Π_P и Π_C – модули упрочнения при растяжении и сжатии, $\mu_1 = \text{const}$ – безразмерный коэффициент, учитывающий скорость подгибки кромок.

Получить значение профиля заготовки ($x\beta(\varphi)$, $y\beta(\varphi)$) после распруживания можно с помощью численной много радиусной схемы расчета:

$$j = 1 \dots N_1 \quad (N_1 = 1000); \quad \varphi_j = \varphi_0 - (\varphi_0 - \varphi_k)j/N_1; \quad \rho_{0j} = \rho_0(\varphi_j);$$

$$\Delta S_0 = 0; \quad \Delta S_j = r(\varphi_j^2 - \varphi_{j-1}^2)/2; \quad \Psi_0 = 0; \quad \Delta\Psi_j = \Delta S_j/\rho_{0j}; \quad \Psi_j = \Delta\Psi_0 + \dots + \Delta\Psi_j;$$

$$y\beta_0 = 0; \quad y\beta_j = y\beta_{j-1} + \rho_{0j-1}(\cos \Psi_{j-1} - \cos \Psi_j); \quad y\beta_{N_1} = H_3;$$

$$x\beta_0 = 0; \quad x\beta_j = x\beta_{j-1} + \rho_{0j-1}(\sin \Psi_j - \sin \Psi_{j-1}); \quad x\beta_{N_1} = 1_1.$$

2. Условие возникновения гофра при формовке заготовки на кромкогибочном прессе. При формовке на кромкогибочном прессе в продольном направлении листа могут возникать остаточные пластические деформации (гофр) из-за разности высот листа в точках его контакта с пуансоном-матрицей и рольгангом (рис. 2).

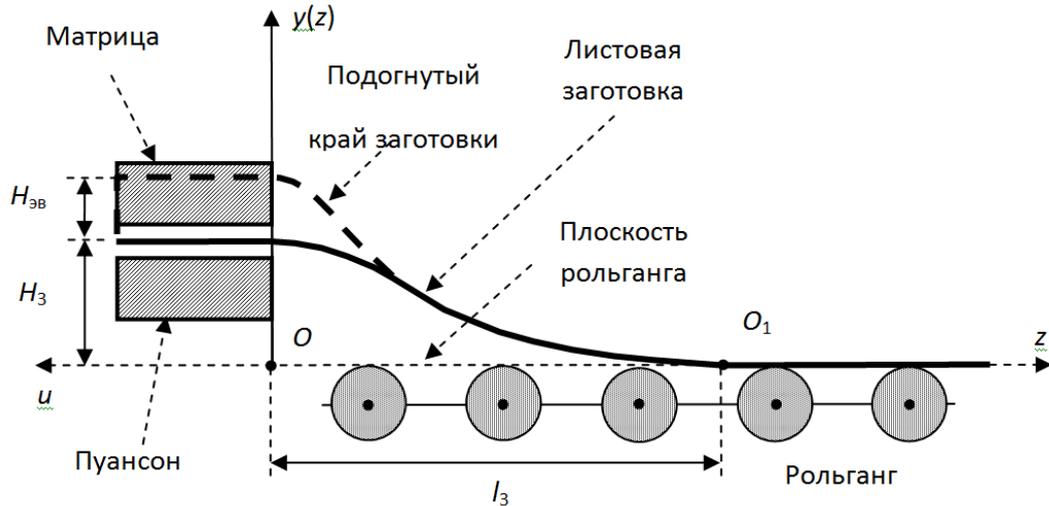


Рис. 2. Форма продольной кромки листовой заготовки при формовке на кромкогибочном прессе

Обозначим через H_3 – продольный перепад высот листа при формовке, l_3 – неизвестную длину отрыва листа от плоскости рольганга, γ – удельный вес металла, O_1 – точку отрыва листа от плоскости рольганга.

Условие возникновения гофра в продольном направлении заготовки на кромкогибочном прессе имеет вид

$$H_3 \geq \sigma_T^2 h^2 / (24\gamma\mu_2^4 (H_{эв} + h/2)^2 E), \quad l_3 = (6Eh^2 H_3 / \gamma)^{1/4} / \mu_2,$$

где $\mu_2 = \text{const}$ – безразмерный коэффициент, учитывающий подгибку кромок листа.

Литература

1. Шинкин В.Н. Сопротивление материалов. Простые и сложные виды деформаций в металлургии. – М.: Изд. Дом МИСиС, 2008. – 307 с.
2. Шинкин В.Н. Механика сплошных сред. – М.: Изд. Дом МИСиС, 2010. – 235 с.

***СЕКЦИЯ 5 - НОВЫЕ СТАЛИ И
СПЛАВЫ, ОБЛАДАЮЩИЕ
ПЕРСПЕКТИВНОЙ СТРУКТУРОЙ И
ВЫСОКИМ КОМПЛЕКСОМ
МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК***

ВЛИЯНИЕ КОНЦЕНТРАТОРОВ И СТРУКТУРЫ НА ПРЕДЕЛЬНУЮ ПЛАСТИЧНОСТЬ ТИТАНОВОГО ПСЕВДО – α – СПЛАВА

Багмутов В.П., Водопьянов В.И., Горунов А.И.

Россия, Волгоградский государственный технический университет,
(E-mail: sopromat@vstu.ru)

THE INFLUENCE OF CONCENTRATORS AND STRUCTURE ON LIMITING PLASTICITY TITANIUM PSEUDO – α – THE ALLOY

Bagmutov V.P., Vodop'yanov V.I., Gorunov A.I.

In the work is experimental research of plastic deformations and an estimation of their limiting sizes in a zone of top of the ring concentrator with various value of factor of concentration of pressure is spent at static pressure of cylindrical specimen from deformed and foundry titanium pseudo – α – alloy 5B is developed.

Литейные титановые сплавы находят всё более широкое применение в машиностроении. Легирование позволяет получать характеристики прочности соизмеримые с деформируемыми сплавами. Перспективными для применения являются псевдо – α – сплавы, обладающие наряду с высокой прочностью хорошей свариваемостью. Недостатком их применения является ограниченная пластичность, приводящая к более раннему зарождению трещин. Особенно актуальны эти проблемы в условиях концентрации напряжений.

В работе проведено экспериментальное исследование развития пластических деформаций и оценка их предельных величин в зоне вершины кольцевого концентратора с различным значением коэффициента концентрации напряжений при статическом растяжении цилиндрических образцов из деформируемого и литейного титановых псевдо – α – сплавов типа 5B.



Рисунок 1. – Распределение локальных продольных истинных деформаций e в зависимости от величины макродеформаций e_p при различных радиусах R в вершине надреза деформируемого сплава. Значения R указаны около соответствующих кривых. Д – область разброса значений предельных продольных локальных деформаций (отмечены кружочками).

В процессе испытания измеряли среднюю (интегральную) по всему поперечному сечению деформацию по изменению диаметра образца в минимальном сечении. Истинные средние по сечению деформации рассчитывались с использованием относительного остаточного сужения ψ в минимальном сечении $e_p = \ln(1 - \psi)^{-1}$, где $\psi = (A_0 - A)/A_0$, A_0 и A - площади поперечного сечения соответственно, исходная и в момент измерения. Одновременно для каждого образца прямым измерением регистрировали локальную деформацию в вершине концентратора между отметками, которые наносили на поверхность в вершине концентратора. Направление измеряемой локальной деформации совпадало с направлением растяжения. Расстояние между отметками (база измерения) составляло 0,3-0,5 мм. Определение локальных логарифмических деформаций проводилось по формуле $e_i = \ln(l_i/l_0)$, где l_i и l_0 - соответственно, исходная и текущая в момент измерения длины участка. Таким образом, для образцов, имеющих различные параметры концентрации напряжений, в зоне концентратора в процессе испытания определяли среднюю по всему минимальному сечению

деформацию образца ϵ_{ψ} и соответствующие каждому моменту нагружения локальные деформации на поверхности в зоне вершины концентратора. Такой подход позволял оценить предельные значения деформаций на поверхности образца и по всему сечению деформаций при различных исходных значениях концентрации напряжений. На рисунке 1 представлены результаты экспериментов при испытании сплава в деформированном состоянии, а на рисунке 2 – в литейном.

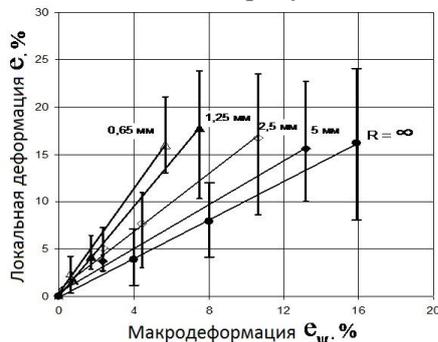


Рисунок 2. – Распределение локальных деформаций в зависимости от истинной макрокопической деформации в зоне концентратора при растяжении образцов с кольцевыми концентраторами литейного сплава (обозначения те же, что и на рисунке 1)

Результаты экспериментов выявили следующие закономерности. При увеличении коэффициента концентрации напряжений от 1 до 3 (минимальный продольный радиус при вершине концентратора составил 0,65-0,8 мм) макрокопическая по сечению деформация снизилась в обоих случаях по отношению к исходному практически в 3 раза. При этом уменьшения предельных локальных деформаций или не отмечено, или это уменьшение незначительное. В результате, чем выше концентрация напряжений, тем больше градиент деформаций от поверхности к центральным зонам сечения. Причём сохраняется близкое к линейному соотношение между локальной и средней по сечению деформациями, характерное для каждого значения концентрации напряжений, что позволяет аппроксимировать функцию $\epsilon = f(\epsilon_{\psi})$ в виде лучей, исходящих из начала координат. Для литейного сплава, в отличие от деформируемого, характерны меньшие значения предельных деформаций как интегральных, так и локальных. Причём для деформируемого сплава разброс предельных значений средних по сечению деформаций составил менее 15%. Для литейного сплава разброс измеренных значений предельных локальных деформаций существенен, практически одинаков для всех значений исходного концентратора и колеблется в пределах от 8% до 24%. Для выявления роли структурного состояния в формировании предельных деформаций было изучено распределение локальных деформаций при растяжении гладкого образца, поверхность которого подготавливалась как металлографический шлиф. Структура деформируемого сплава – мелкозернистая, игольчатая с размером колонии параллельных α - пластин не превышающих 20 мкм. Для литейного сплава структура крупнозернистая, размер превращённых β - зёрен с α - оторочками составлял несколько мм. По телу таких зёрен можно наблюдать или колонии различно ориентированных α - пластин с оторочками β - фазы размером до долей мм, или одинаково ориентированные по всему зерну колонии превращённой α - фазы. Прямое измерение локальных деформаций на цилиндрических гладких образцах деформируемого и литейного сплавов выявило высокую неоднородность величин локальных деформаций литейного сплава. Наибольшие всплески локальных деформаций для литейного сплава отмечались в зонах приграничных областей превращённых β – зёрен, в этих же зонах наблюдались более ранние образования микропор и микротрещин.

Таким образом, исследования макрокопических и локальных деформаций в зоне концентраторов в условиях полномасштабной текучести дают различные результаты. Предельная локальная деформация в зоне концентратора определяется исходной пластичностью и слабо зависит от параметров концентратора. Изменение предельной макрокопической деформации, независимо от структурного состояния, определяется преимущественно параметрами концентратора. Снижение предельных деформаций титанового псевдо – α – сплава в литейном состоянии по сравнению с деформируемым, способствует высокому уровню неоднородности распределения величин локальных деформаций по структуре сплава.

ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА ЛОКАЛИЗАЦИЮ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ В МОНОКРИСТАЛЛАХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ

Баранникова С.А., Зуев Л.Б., Надежкин М.В.

*Учреждение Российской академии наук Институт физики прочности и
материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия
bsa@ispms.tsc.ru*

THE EFFECT OF INTERSTITIAL IMPURITY CONTENT OF HYDROGEN ON THE PLASTIC FLOW LOCALIZATION IN AUSTENITIC STEEL MONOCRYSTALS

Barannikova S. A., Zuev L.B., Nadezhkin M.V.

The present study is focused on all the stages of plastic straining of hydrogen-charged single stainless steel crystals *Fe-18%Cr-12%Ni* using the method of speckle photography. The introduction of hydrogen impairs the strength characteristics of steel; however, its plasticity is enhanced by one half. The examination of local elongation distributions over the specimen extension axis, $\varepsilon_{xx} = du/dx$ (u is a component of the displacement vector $r(x,y)$ in the direction of extension axis x) has shown that on the macro-scale level plastic deformation exhibits a non-homogeneous behavior and tends to localize from yield point to failure.

Твердые растворы на основе ГЦК железа составляют основу нержавеющей стали, являющихся перспективным конструкционным материалом. Наводороживание поликристаллов аустенитных сталей приводит к хрупкому разрушению [1]. Это обстоятельство является серьезной практической проблемой, от решения которой зависит безопасность работы конструкций. В связи с этим, в настоящем исследовании предпринята попытка, выяснить влияние водорода на макроскопическую локализацию пластического течения и разрушение монокристаллов хромоникелевого аустенита в условиях, не осложненных присутствием границ зерен.

Образцы $[\bar{1}11]$ монокристаллов аустенитной нержавеющей стали *Fe-18Cr-12Ni-2Mo* растягивались при 300 К на испытательной машине Instron – 1185 при скорости перемещения подвижного захвата $3.3 \cdot 10^{-6}$ м/с. Распределения компонент тензора пластической дисторсии для всех точек наблюдаемой поверхности образца производились с использованием метода двухэкспозиционной спеклфотографии [2]. Структуру монокристаллов исследовали на оптическом микроскопе Neophot-21. Электролитическое насыщение водородом подготовленных монокристаллов осуществляли в термостатической трехэлектродной электрохимической ячейке с графитовым анодом при постоянном контролируемом катодном потенциале $U = -500$ мВ, задаваемом относительно хлорсеребряного электрода сравнения, в 1N растворе серной кислоты с добавлением 20 мг/л тио-мочевины при температуре 323 К в течение 70 часов с предварительной продувкой азотом.

Влияние водорода на пластичность монокристаллов данной стали и характер разрушения зависит от ориентации оси растяжения [3]. Наводороживание уменьшает энергию дефекта упаковки в исследуемом сплаве. Это приводит к увеличению величины расщепления дислокаций для ориентации кристаллов вблизи полюса $[\bar{1}11]$ элементарного стереографического треугольника при деформации растяжением [3]. Это обстоятельство способствует развитию неустойчивости пластического сдвига и его локализации в одной из шести равноправных систем скольжения $\langle 110 \rangle \{111\}$. Это, по-видимому, является причиной появления на кривой пластического течения наводороженного кристалла небольшого зуба и площадки текучести. Насыщение водородом почти не изменяет коэффициент деформационного упрочнения на стадии линейного деформационного упрочнения, что характерно для ГЦК материалов при дополнительном легировании.

Измерения локальных деформаций, выполненные методом спекл-фотографии, показали, что деформация макроскопически локализована на всех стадиях пластического течения монокристаллов. Из анализа картин локализации деформации следует, что при растяжении кристаллов в исходном состоянии без водорода на стадии линейного деформационного упрочнения (II) пластическая деформация сосредоточена в равноотстоящих друг от друга на расстоянии 4 мм зонах локализованной деформации, движущихся со скоростью $3.5 \cdot 10^{-5}$ м/с. На стадии параболического упрочнения (III) сформировавшаяся ранее система эквидистантных зон локализации деформации

становится стационарной, затем неподвижные очаги локализации пластической деформации начинают согласованное движение с тенденцией к их слиянию в середине образца, где происходит разрушение.

Анализ распределений локальных деформаций ε_{xx} при растяжении монокристаллов аустенитной нержавеющей стали, насыщенных водородом показал, что на площадке текучести (I) сформировалась одиночная зона локализованной деформации, разделяющая деформированную и недеформированную части материала. На стадии линейного деформационного упрочнения (II) картина локализации пластической деформации представляет собой совокупность широких зон. Каждая из таких зон локализованной деформации состоит из двух-трех связанных очагов локализованной деформации с характерным расстоянием между ними 6.5 мм. Положение зон локализованной деформации во времени меняется, т.е., зоны движутся со скоростью $2.5 \cdot 10^{-5}$ м/с. На стадии параболического деформационного упрочнения (III) система широких зон локализации деформации становится стационарной. На стадии предразрушения (IV) неподвижные очаги локализованной пластической деформации (как и в случае образца без водорода) начинают согласованное движение с тенденцией к их слиянию в высокоамплитудных очаг локализации деформации в средней части образца, где произошло уменьшение размеров поперечного сечения, подобное шейке. Затем после достижения предела прочности сформировавшийся одиночный очаг начал двигаться со скоростью $3.0 \cdot 10^{-5}$ м/с в направлении подвижного захвата испытательной машины. Трещина зародилась в наводороженном образце вблизи подвижного захвата. Такой характер развития макролокализации деформации на стадии предразрушения наблюдался впервые. Ранее [2] движение одиночной зоны локализации наблюдалось только на начальных стадиях деформационного упрочнения ГЦК монокристаллов, например на площадке текучести или стадии легкого скольжения, когда пластическое течение осуществлялось в первичной системе скольжения/двойникования.

Металлографический анализ макроструктуры на стадии предразрушения показал, что на всей поверхности монокристаллов стали Fe-18Cr-12Ni-2Mo образуются деформационные полосы. Средний размер ширины деформационных полос составил 490 ± 190 мкм для образцов в исходном состоянии и 700 ± 210 мкм для образцов, подвергнутых электролитическому насыщению водородом (рис.1).

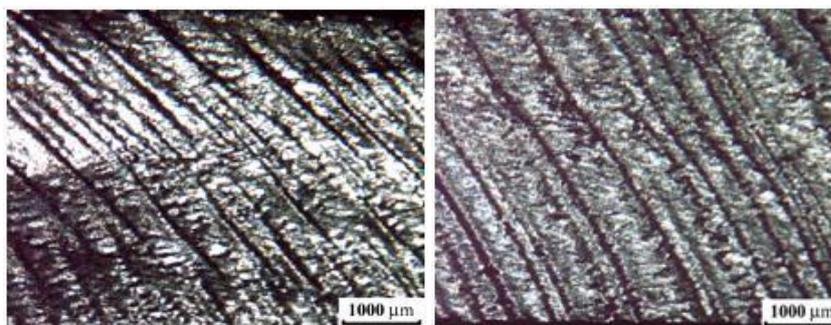


Рис. 1. Оптическая микроскопия поверхности деформированного монокристалла стали X18H12M2 на стадии разрушения: в исходном состоянии без атомов внедрения и в результате электролитического насыщения водородом при $U = -500$ мВ в 1N H_2SO_4 в течение 70 ч при $T = 323$ К.

Работа выполнена по проекту в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 годы по мероприятию: 1.1 «Проведение научных исследований коллективами научно-образовательных центров в области создания и обработки кристаллических материалов» (ГК № 14.740.11.0037 от 01.09.2010)

Литература

1. Sofronis P., Liang Y., Aravas N. // J. Mech. A. Solids. 2001. Vol. 20. P. 857-872.
2. Зуев Л.Б., Данилов В.И., Баранникова С.А. Физика макролокализации пластического течения. Новосибирск: Наука, 2008. 327 с.
3. Купрекова Е.И., Чумляков Ю.И., Чернов И.П. // Металловедение и термическая обработка металлов. 2008. № 6 (636). С. 24 – 30.

МЕХАНИЗМЫ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ В НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЯХ В УСЛОВИЯХ ГОРЯЧЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Баракhtин Б.К., Лебедева Н.В., Маркова Ю.М.

Россия, С-Петербург, ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», BBarakhtin@mail.ru

THE STRUCTURAL-FORMING MECHANISMS IN CORROSION RESISTANCE STEELS TO HOT PLASTIC DEFORMATION

Barakhtin B.K., Lebedeva N.V., Markova Ju.M.

The results of mechanical properties and structural investigations of corrosion resistance steels after hot plastic deformation are observed. The regimes of optimal technological properties, superplasticity, and dynamics recrystallizations grains have found.

Приводятся и обсуждаются результаты механических испытаний образцов нержавеющей стали: традиционного состава 08X18H10T и с высоким (~0,5% N) содержанием азота 04X20H5Г11АМ2БФ. Обработка зависимостей $\sigma(\epsilon)$, полученных в «истинных» координатах в диапазоне температур (900 – 1200⁰С) и скоростей деформации ($10^{-3} - 10 \text{ c}^{-1}$), позволила обнаружить ряд общих и несколько отличительных особенностей. Например, по мере достижения деформации $\epsilon = 0,3$ установлена положительная линейная корреляция наибольшего упрочнения σ_{\max} с логарифмом скорости деформации $\lg(\dot{\epsilon})$ (рис.1).

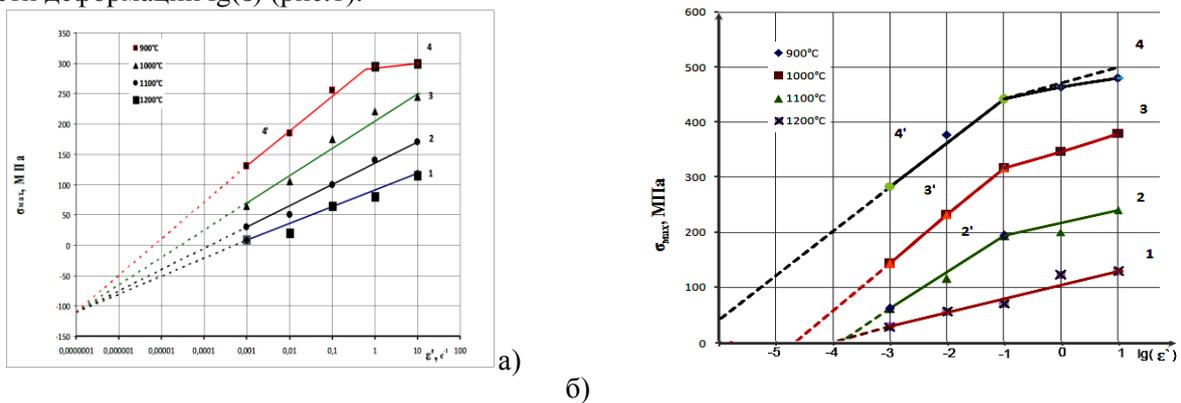


Рис.1 Скоростная зависимость достижения наибольших напряжений σ_{\max} на уровне $\epsilon = 0,3$ при горячем сжатии образцов стали 08X18H10T –а) и сплава 04X20H5Г11АМ2БФ –б).

С помощью синергетической модели распределения механической энергии в ходе горячей пластической деформации [1] построены карты изменения коэффициентов эффективности диссипации $\eta(\dot{\epsilon}, T)$. С их помощью (рис.2) определены области параметров термомеханической обработки испытанных материалов, где в условиях горячей пластической деформации можно ожидать проявление эффекта сверхпластичности и достижения однородного мелкозернистого строения.

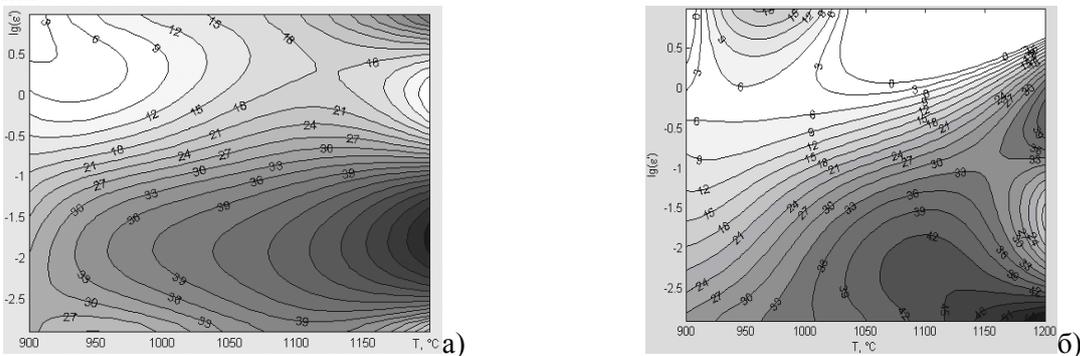


Рис.2 Карты распределения коэффициентов $\eta(\dot{\epsilon}, T)$, построенные в линиях постоянных уровней по

данным горячего сжатия образцов стали 08X18H10T –а) и сплава 04X20H5Г11АМ2БФ –б).

С использованием методов рентгеноструктурного анализа, световой и электронной микроскопии дано объяснение полученных зависимостей с позиций нелинейной динамики и смены лидеров – дефектов в процессе структурообразования [2, 3]. С помощью полюсных фигур установлено, что при малых скоростях и высоких температурах сжатия в исследованных сталях происходило структурное изменение с образованием нового состояния с совершенным внутренним строением и произвольной ориентацией. В условиях структурного фазового перехода значение коэффициента диссипации максимально. С учетом работы [4], вероятность превращения деформированной матрицы «М» в зародыш нового зерна «Н» записана в форме:

$$p(M \rightarrow H) = \eta [1 - (0,5 T_\sigma T_\epsilon + 4 \int \text{div } T_\sigma dV) / (E b^2 \rho / 3)],$$

где T_σ и T_ϵ - тензоры напряжений и деформации; V - объем зерна; E - усредненное значение модуля Юнга; b - модуль вектора Бюргерса; ρ — плотность дислокаций, η – коэффициент эффективности диссипации механической энергии.

Приведенное выражение говорит о том, что при наличии внешней нагрузки вероятность появления и роста нового зерна зависит от констант упругости решетки и направлений осей симметрии тензора напряжений. В процессе горячей пластической деформации зародыши новых зерен возникают в локальных объемах, где ориентация главных нормальных напряжений совпадает или близка направлению осей с наименьшим модулем упругости. В этом случае расход механической энергии на рост нового зерна минимален, а значения коэффициента диссипации η максимальны.

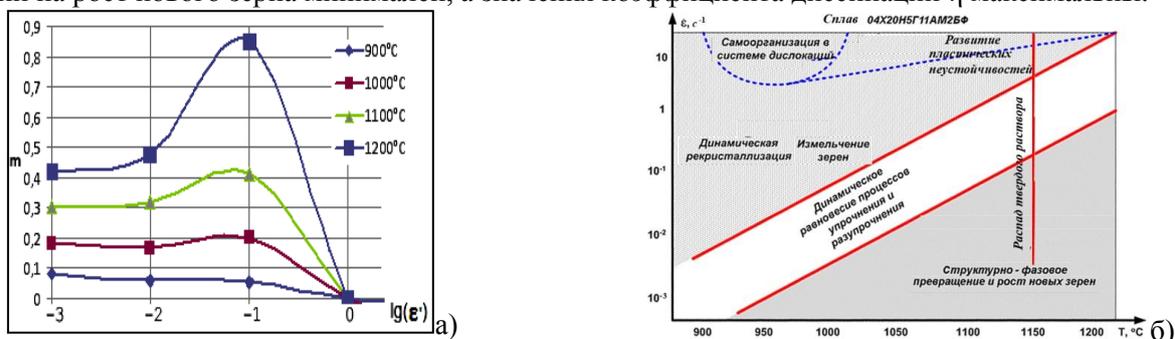


Рис.3 На примере сплава 04X20H6Г11М2АФБ изменение коэффициента скоростной чувствительности m при вариации температуры и скорости деформации –а) и схема активации механизмов структурообразования –б).

На основании полученных данных для сталей 08X18H10T и 04X20H5Г11АМ2БФ найдены режимы горячей пластической деформации, при которых возможны (рис.3):

- наилучшая технологичность (обрабатываемость) в технологии ТМО,
- сверхпластичность и состояние мелкодисперсной однородной структуры из динамически рекристаллизованных зерен,
- структурно-фазовое превращение с образованием новых зерен.

Литература

1. Варгасов Н.Р., Рыбин В.В. Оптимизация температурно-скоростных режимов пластической деформации по критерию диссипации механической энергии // Металловедение и термическая обработка металлов, 1999.- №9.- с.52-56.
2. Барахтин Б.К., Варгасов Н.Р., Михайлов – Смольняков М.С., Федосеев М.Л. Дислокационные структуры и текстуры в образцах стали X18H10T после горячей деформации сжатием // Вопросы материаловедения, 2010 .- N3 (63), с. 121-128.
3. Мальшевский В.А., Хлусова Е.И., Барахтин Б.К. Структурно-механическое состояние перспективных ГЦК сплавов в условиях горячей пластической деформации // Вопросы материаловедения, 2010.- №4(64).- с.7-20.
4. Дурнев В.Д. Морфология текстурообразующих структурных элементов / Научно-технические ведомости СПб ГПУ, 2007.- №3.- с.11-19.

СТОЙКОСТЬ СТАЛИ С ПОВЫШЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ АЗОТА К ДИНАМИЧЕСКИМ ВОЗДЕЙСТВИЯМ

Барахтин Б.К.¹, Мушникова С.Ю.¹, Савенков Г.Г.²

1 - Россия, С-Петербург, ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», BBarakhtin@mail.ru

2 - Россия, Ленинградская обл., Мурино, ФГУП НИИ «Поиск»

THE STEADFAST OF NITROGEN-BEARING STEEL TO DYNAMIC ACTIONS

Barakhtin B.K., Mushnikova S.Yu., Savenkov G.G.

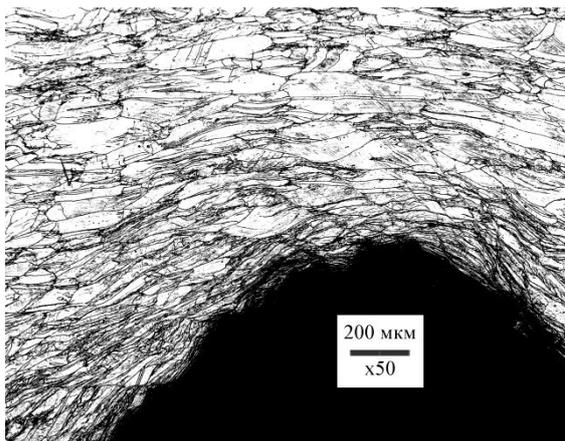
The results of mechanical properties and structural investigations of nitrogen-bearing steel after dynamic actions are observed. The steadfast under cumulative loading was determined.

Целью работы являлось определение стойкости металлической преграды к высокоскоростному прониканию плоской кумулятивной струи и к воздействию взрывной волны от цилиндрического заряда взрывчатого вещества. Первый параметр характеризовался глубиной внедрения кумулятивной струи, а второй – поперечным размером объема релаксации в структуре металла.

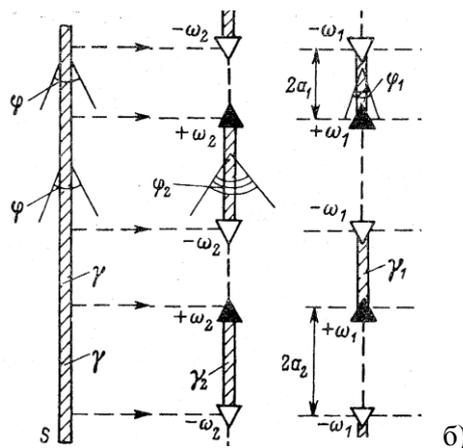
В качестве мишени была выбрана сталь, легированная высоким (~0,5%) количеством азота. Важным практическим свойством азота является его способность участвовать в работе основных механизмов упрочнения: твердорастворного, дисперсионного, деформационного и зернограницного. Сочетание работы разных механизмов упрочнения способно придать металлу сопротивление деформации по значениям предела текучести $\sigma_{0,2}$ от 500 до 700 МПа и сопротивление разрушению по параметру трещиностойкости KCV^{+20} от 100 до 200 Дж/см² [1].

Предварительные механические испытания, выполненные на составном стержне Гопкинсона при скоростях деформации $\dot{\epsilon} = 10^4 - 10^5 \text{ с}^{-1}$, показали высокие прочностные свойства стали в условиях динамики. Например, динамические пределы текучести (σ_{sd}) и прочности (σ_{bd}) определены соответственно как 1100 и 1150 МПа. При этом значения относительного удлинения и сужения были достаточно высоки: $\delta = 12, \%$ и $\psi = 16 \%$.

После динамических испытаний кумулятивным зарядом в сравнении с мишенями, изготовленными из традиционных сталей аналогичного уровня прочности, глубина внедрения кумулятивной струи оказалась на 30 – 50% меньше. При этом размеры объема релаксированной структуры не превышали 800 мкм (рис.1а). Полученные данные свидетельствовали о высоких прочностных и релаксационных свойствах металла.



а)



б)

Рис.1 Микроструктура релаксации в виде упорядоченных полос сброса у дна кумулятивной каверны –а) и возможная схема самоорганизации мультиполей –б). Параметры с индексом i уменьшаются по мере удаления от поверхности S : $i \rightarrow 2 \rightarrow 1$.

Металлографические исследования, выполненные с применением световой микроскопии, подтвердили предположение о релаксационных свойствах металла. Вокруг каверны, образованной внедрением кумулятивной струи, в структуре металла были зафиксированы чередующиеся полосы сброса разной мощности. Визуально наблюдаемое плечо дипольных образований уменьшалось от 100 до 1 мкм при удалении от поверхности каверны на глубину до 400 мкм. В пределах приграничного слоя признаки работы термодинамических механизмов релаксации (динамической полигонизации и динамической рекристаллизации), обнаружены не были. Поэтому можно полагать, что вблизи поверхности каверны эффективное рассеяние энергии кумулятивного воздействия реализовалось в ансамблях дислокаций как в сильно неравновесной хаотической среде с нелинейными свойствами в форме мультиполей, упорядоченных механизмом самоорганизации. В приведенной схеме (рис.1б) предполагается, что от поверхности первичного контакта кумулятивной струи с материалом мишени (S) механическая энергия силового импульса через эффекты граничного трения с волнообразованием (ϕ) рассеивается (диссипирует) в последовательности упорядоченных диполей (ω_i) с уменьшающейся мощностью ($2a_i$) и углами ротации (ϕ_i). И лишь на удалении ~ 1 мм от приграничного объема выявлены признаки локализованной микропластической деформации в форме каналов шириной до 200 мкм, которые окружали зерна исходного состояния средним размером 100×300 мкм (рис.2).

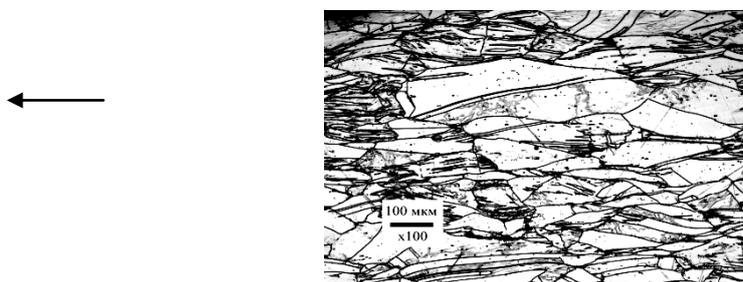


Рис.2 Стрелка указывает на канал деформации вокруг зерен исходного состояния.

Каналы представляли собой массовые скопления неравноосных зерен, измельченных до 30×100 мкм в результате интенсивной фрагментации с участием двойникования. Неравноосность зерен обусловлена разноименным напряженным состоянием в материале мишени, вызванным внедрением кумулятивной струи. Факт возникновения каналов свидетельствовал об активации термодинамических процессов структурных перестроек с большими временами релаксации.

Результаты исследований не противоречат данным, полученным при систематическом изучении свойств сталей с высоким содержанием азота [2, 3], но расходятся с выводами работы [4], в которой процесс фрагментации на мезоскопическом масштабном уровне «исключен» из стадии структурирования.

По результатам проведенной работы можно констатировать следующее.

Ужесточение условий силового и деформационного воздействия в форме импульсного (взрывного) нагружения со скоростью деформации до 10^5 с^{-1} не изменяет общих закономерностей в процессах структурных изменений. Релаксация напряженно-деформированного состояния мишени развивается в последовательности:

Исходное (недеформированное) состояние \rightarrow фрагментированное состояние, в котором последовательно реализуются переходы от дислокационного хаоса первичного контакта на нано- и микроскопическом уровне к диссипативным упорядоченным образованиям мультипольного типа на мезоструктурном уровне \rightarrow накопление деформации в локальных объемах до уровня, достаточного для активации термодинамических релаксационных процессов макроскопического масштаба (динамической полигонизации и рекристаллизации).

Литература

1. Мальшевский В.А., Хлусова Е.И., Барахтин Б.К. Структурно-механическое состояние перспективных ГЦК сплавов в условиях горячей пластической деформации // Вопросы материаловедения, 2010.- №4(64).- с.7-20.
2. Калинин Г.Ю., Мушников С.Ю., Нестерова Е.В и др. Исследования структуры и свойств высокопрочной коррозионно-стойкой азотистой стали 04X20H6Г11M2АФБ // Вопросы материаловедения, 2006.- №1(45).- с.45 – 54.

3. Барахтин Б.К., Громова Н.Б., Лебедева Н.В., Ермакова Н.Ю. Структурные изменения в аустенитной стали с большим содержанием азота в условиях горячей деформации сжатием // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*, 2008.- №1, том 5.- с.113-119.
4. Мещеряков Ю.И., Диваков А.К., Жигачева Н.И. и др. О механизмах микро-макро энергообмена при ударном нагружении твердых тел // *Письма в ЖТФ*, 2010.- т.36, вып.11.- с.54 – 59.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АМОРФНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Fe-Ni-La

Бахтеева Н.Д., Просвирнин Д.В., Тодорова Е.В.

*РФ, Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и материаловедения
им. А.А. Байкова РАН, nbach@imet.ac.ru*

MECHANICAL PROPERTIES OF THE Al-Fe-Ni-La AMORPHOUS ALLOYS

Bakhteeva N.D., Todorova E.V., Prosvirnin D.V.

Samples of amorphous alloys of the Al-Ni-Fe-La system were exposed to uniaxial tension with different strain rates in the range from 0,01 to 10 mm/min at the room temperature. It is established that ultimate stress limit of all investigated alloys increases with strain rate increase.

Испытания на одноосное растяжение сплавов как в кристаллическом, так и в аморфном состояниях позволяют получить информацию об их прочностных и пластических свойствах. Исследование зависимостей прочностных характеристик от скоростей деформирования характеризует материал с точки зрения технологической обрабатываемости (резанием, давлением) при его последующем практическом использовании.

Образцы из аморфных сплавов системы Al-Fe-Ni-La в виде лент длиной 15 мм, шириной 350÷850 мкм и толщиной порядка 20 мкм подвергали одноосному растяжению со скоростями 0,01, 0,1, 1 и 10 мм/мин до разрушения при комнатной температуре на испытательной машине Instron MikroTester 5848. Поскольку результаты растяжения тонких аморфных лент чувствительны к типу применяемых захватов, испытания проводили с использованием пневматических захватов, которые дают возможность быстро, бесступенчато и надежно регулировать усилия зажима лент в процессе испытаний и гарантируют надежное закрепление образцов. Существенное влияние на измеряемые характеристики прочности оказывает поверхность образцов, при этом механическая полировка или обрезка ленты приводят к изменению структуры и, соответственно, вносят дополнительные изменения в рассматриваемые механические характеристики [1]. Для аттестации профиля поверхности в трехмерном измерении использовали атомно-силовой микроскоп СОЛВЕР Р47. Полученные изображения поверхностей, а также вертикальные профили шероховатости дают возможность охарактеризовать поверхность лент как гладкую, с малой шероховатостью, пригодной для механических испытаний, что позволяет использовать ленты в исходном состоянии без предварительной обработки поверхности.

Испытания проведены на сплавах $Al_{85}Ni_9Fe_1La_5$, $Al_{85}Ni_8Fe_3La_4$, $Al_{85}Ni_9Fe_2La_4$, полученных в виде лент, средняя ширина которых составляла 390, 780 и 650 мкм соответственно, с отклонением по ширине не более 10%. Установлено, что при увеличении скорости деформирования в интервале от 0,01 до 10 мм/мин предел прочности всех исследованных сплавов увеличивается на 37-56 %. При этом максимальный рост прочностных характеристик наблюдается при скоростях деформирования более 1 мм/мин и может превышать значение в 1 ГПа (сплав $Al_{85}Ni_9Fe_1La_5$, скорость 0,01 мм/мин, $\sigma_b=1050$ МПа). Во всем интервале скоростей деформирования наблюдали хрупкое разрушение лент.

Поверхность разрушения изучали с помощью сканирующего электронного микроскопа Tescan Vega II SBU. Поверхность разрушения имеет как бесструктурные гладкие участки - области хрупкого разрушения без видимых эффектов пластического течения, так и участки с характерной венозной структурой - области выхода локализованного пластического течения на поверхность разрушения.

Методом просвечивающей электронной микроскопии (микроскоп Titan 80-300 (FEI, США) с ускоряющим напряжением 300 кВ, оборудованном катодом с полевой эмиссией (типа Шоттки) и

объективной линзой SuperTwin с коэффициентом сферической аберрации 1,2 мм) изучена структура в зоне, прилегающей к поверхности разрушения. Установлено, что в зоне влияния деформации развивается нанокристаллизация с образованием зерен ГЦК-А1 и интерметаллидов размером 3-6 нм.

В исследованных сплавах рост предела прочности в указанном интервале скоростей деформации, возможно, обусловлен нанокристаллизацией ленты в областях, прилегающих к области разрыва ленты.

Работа выполнена при поддержке РФФИ 10-03-00622-а.

Литература.

1. Структура и механические свойства аморфных сплавов. Глезер А.М., Молотилов Б.В. – М.: Металлургия, 1002. 208 с.

ХАРАКТЕРИСТИКИ МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 05X22AG15N8MF В УСЛОВИЯХ ПОВТОРНОГО РАСТЯЖЕНИЯ

Блинов Е.В., Просвирнин Д.В., Блинов В.М., Терентьев В.Ф.

*Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и материаловедения
им. А.А. Байкова РАН, Москва E-mail: fatig@mail.ru*

Static and cyclic behaviour of high-strength corrosion-resistant high-nitrogen austenitic steel 05H22AG15N8MF is studied in various structural states: hot rolling at 1100°C, quenching from 1150°C (exposure during 1 hour), cooling in water; quenching from 1150°C (exposure during 1 hour) + 800°C (exposure during 1 hour), air cooling; quenching from 1100°C (exposure during 1 hour) + 800°C (exposure during 10 hour), air cooling.

В последние годы все более широкое применение для высоконагруженных деталей ответственных конструкций находят азотсодержащие нержавеющие аустенитные конструкционные стали [1], обладающие комплексом высоких физико-механических свойств. Эти стали используются в конструкциях атомных энергетических установок, в качестве пружинных, релаксационно – стойких элементов, имплантатов для человеческого организма и в ряде других областях применения. Целью настоящей работы являлось исследование усталостной прочности высокопрочной коррозионностойкой высокоазотистой аустенитной стали 05X22AG15N8MF [4], в структуре которой после различных режимов термопластической обработки присутствовали или отсутствовали нитриды Cr₂N, выделившиеся по механизму прерывистого распада.

Материал и методика эксперимента.

Для проведения механических испытаний были изготовлены гладкие образцы прямоугольного сечения 3×10 мм с корсетной рабочей частью, радиусом 30 мм, по ГОСТ 20.502-79.

Все образцы после шлифовки на бумаге были полированы на сукне алмазной эмульсией (размер зерна 9; 3 и 1 мкм). Отполированные образцы для выявления структуры подвергли химическому травлению в растворе 5ч. HCl + 2ч. HNO₃ + 1 ч. порошка двухлористого железа.

Испытания на усталость проводились при комнатной температуре, в условиях повторного растяжения, при одинаковом для всех образцов коэффициенте асимметрии цикла R=0,1 и частоте циклов 30 Гц.

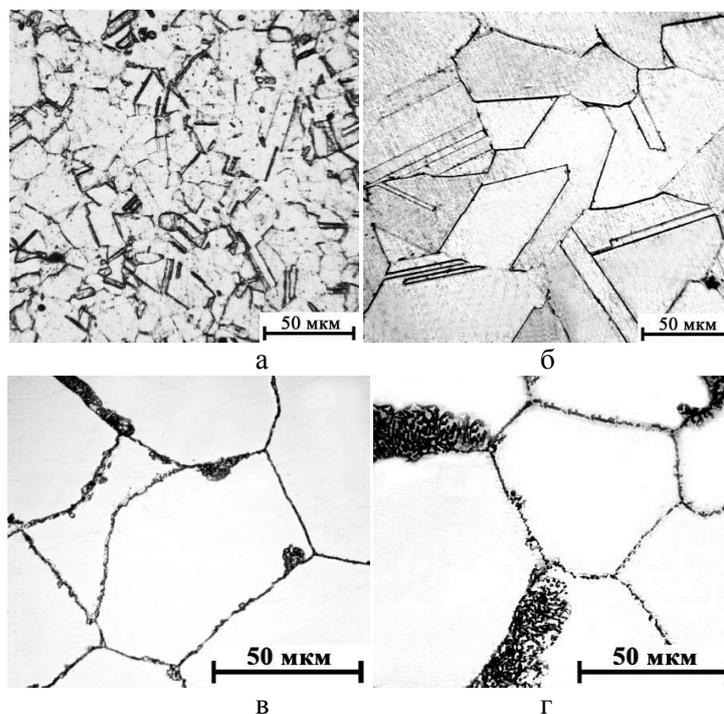


Рис. 1. Структура стали 05X22AG15H8MФ после различных режимов термической обработки: а – состояние поставки; б – закалка от 1150 °С; в – закалка от 1150 °С + нагрев при 800 °С - 1 ч.; г - закалка от 1150 °С + нагрев при 800 °С - 10 ч.

Характеристики основных механических свойств, исследованных партий образцов, представлены в таблице 1.

Таблица 1 Механические свойства стали 05X22AG15H8MФ в различном структурном состоянии

NN/пп	Структурное состояние стали 05X22AG15H8MФ	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	σ_R , МПа
1	Исходное состояние (гор. прокатка)	956	409	28,96	400
2	Закалка 1150 °С 1 час охл. вода	901	420	36,79	345
3	Закалка, отжиг 800 °С - 1 час	872	411	29,86	312
4	Закалка, отжиг 800 °С - 10 час	860	409	27,49	375

Выводы

Исследована статическая и усталостная прочность аустенитной коррозионностойкой азотосодержащей стали 05X22AG15H8MФ в различном структурном состоянии. Присутствие в структуре образцов относительно крупных частиц Cr_2N выделившихся по механизму прерывистого распада в процессе нагрева при 800 °С, не приводят к повышению механических характеристик изученной стали.

Показано, что максимальную долговечность и более высокий предел выносливости (400 МПа) имели образцы у которых в процессе прокатки при 1100 °С формируется мелкозернистая аустенитная структура с большим количеством двойников и высокой плотностью дислокаций. У образцов после закалки от 1150 °С с крупнозернистой структурой достигается меньший предел выносливости 345 МПа.

Фрактографические исследования усталостного разрушения стали 05X22AG15H8MФ показали, что зарождение усталостной трещины практически во всех случаях происходит в углах ребер плоских образцов по сдвиговому механизму. Распространение усталостной трещины в образцах после горячей прокатки и закалки связано с образованием усталостных бороздок с частичным растрескиванием металла у вершины распространяющейся трещины. Статический долом связан с вязким ямочным разрушением. Нагрев после закалки приводит к резкому увеличению размера зерна

и, как следствие, к смешанному механизму распространения усталостной (внутризеренному и межзеренному). Ускоренный рост усталостной трещины и статический долом связаны с межзеренным разрушением.

Литература

1. Hannu Felis Hänninen. Application and Performace of highnitrogen steels // Proceedings of 7 International Conference on High Nitrogen Steels 2004, p.371-380
2. Блинов В.М., Банных О.А., Костина М.В. Патент РФ 2303648 С22С 38/58, 2005, Опубл. Бюл.№21,27.072007
3. Будуров С.В., Блинов В.М. Ячеистый распад в аустенитных сталях X18АГ10Ф и X18АГ20Ф // Известия по химии. Болгарская академия наук, 1980, т.ПІ, кн. 4, с. 466-476.
4. Bannyh O.A., Blinov V.M. On the effect of discontinuous decomposition on the structure and properties of high-nitrogen and on methods for suppression thereof // Steel research, 1991, №1, с.38-45

ВЛИЯНИЕ V, Ti, Nb НА МЕЖЗЕРЕННОЕ РАЗРУШЕНИЕ В НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЯХ С КАРБОНИТРИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ

Бродецкий И.Л., Троцан А.И., Александров В.Д., Харчевников В.П.

Украина, ИПМ НАНУ; ДонНАСА; e-mail: brodig@mail.ru

INFLUENCE OF V, TI, Nb AT THE INTERGRANULAR FRACTURE IN LOW-ALLOY STEELS WITH HARDENING OF THE CARBONITRIDES

Brodetsky I.L., Trotsan A.I., Aleksandrov V.D., Kharchevnikov V.P.

In low-alloy steels with with hardening of the carbonitrides considerable share of the intergranular fracture, due intercrystalline adsorption of Ti, V, C, N with the subsequent segregation carbonitrides in the grain boundary, that the metal embrittlement, is established. The absence segregations of Nb in boundaries and his high efficiency as a strengthening makeweight, that promotes the grain refinement and indicates the expediency of applicability Nb (compared with V or Ti) for microalloying steel is shown.

Границы зерен в стали, являясь зонами искаженной структуры, представляют собой ослабленные участки в поликристалле. Образование же в них выделений неблагоприятной формы и состава, обусловленное явлениями межкристаллитной внутренней адсорбции, приводит к увеличению доли низкоэнергетического межзеренного разрушения [1]. Нами проведено определение доли межзеренного излома в сталях промышленного производства, упрочненных V, Ti и Nb (20ФЛ, 20ФАЛ, 17Г2АФ, 09Г2ФБ, 10Г2ФБ, 09Г2БТ, 10Г2ФТ, 15ГБ, S355J2G3) на массиве из 480 образцов с острым надрезом, разрушенных ударным изгибом (ГОСТ 9454-78). Площадь межзеренного разрушения определялась в каждом образце с использованием растровой электронной микроскопии при увеличении 2200 крат. Результаты исследования показали, что доля межзеренной составляющей в изломе значительна и колеблется в пределах от нескольких до 50-55% (рис.1а).

На рис. 1б показаны характерные для исследуемых сталей зависимости величины ударной вязкости (измеренной на образцах, вырезанных вдоль направления прокатки, что в максимальной степени позволило исключить влияние деформируемых неметаллических включений сульфидов, оксидов и оксисульфидов) от доли межзеренной составляющей в изломе.

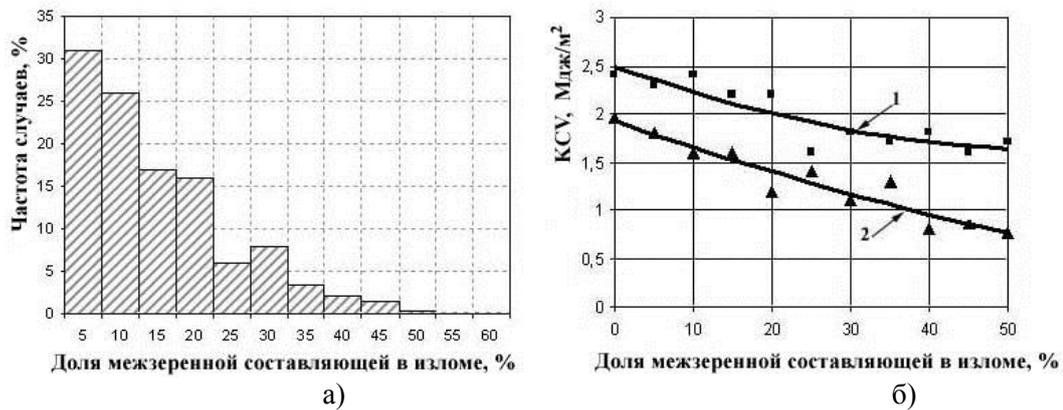


Рис.1 - а) частотное распределение величины межзеренного разрушения в массиве из 420 образцов; б) зависимость ударной вязкости от доли межзеренной составляющей в изломе; 1- ст.15ГБ; 2- ст. 10Г2ФТ

При этом следует отметить, что падение значений ударной вязкости в сталях, упрочненных ванадием и титаном (ст.10Г2ФТ) значительно выше, чем в сталях, упрочненных ниобием (ст.15ГБ).

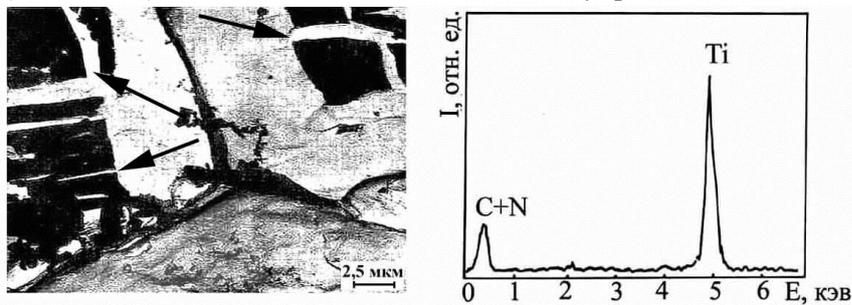


Рис.2 - Типичные зернограницные карбонитриды титана и их микрорентгеноспектральный анализ

На поверхности межзеренных изломов обнаружены скопления плоских остроугольных выделения карбонитридов титана (рис.2), реже ванадия, что указывает на целесообразность учета этого фактора при анализе механических свойств. Для определения природы образования межзеренного разрушения проведено исследование его поверхности с помощью Оже-электронной спектроскопии (ОЭС) на приборе JAMP-10S. При используемых ускоряющих напряжениях (≈ 10 кв) и токе электронного пучка ($10^{-6} \dots 10^{-7}$ А), глубина анализируемой зоны равна 2-3 атомным слоям.

Согласно полученным результатам ОЭС, поверхность межзеренного излома стали с карбонитридным упрочнением обогащена преимущественно Ti, (в меньшей степени V), N, C, S, O (рис.3а). Обогащения границ зерен ниобием наблюдается лишь в единичных случаях. При распылении поверхности межзеренного излома ионами аргона в течении 10 минут (на глубину порядка 15-25 нм) обогащение снижается до уровня среднего содержания этих элементов в сталях.

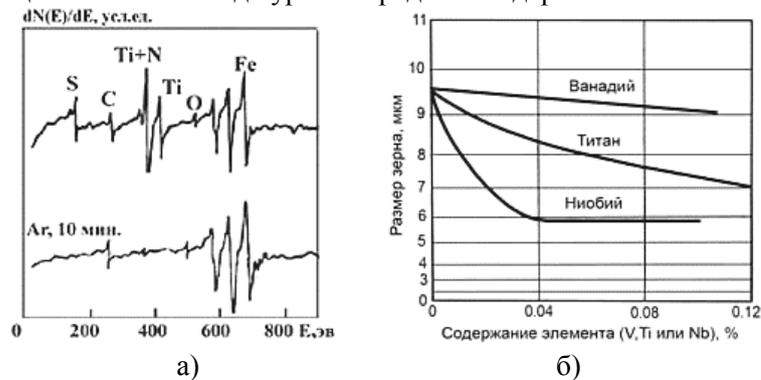


Рис.3 – а) характерные спектры Оже-электронов с поверхности межзеренного разрушения; б) влияние V, Ti и Nb на размер зерна стали с карбонитридным упрочнением

Усредненная количественная оценка степени обогащения поверхности межзеренного разрушения (границ зерен) рядом элементов в исследуемых сталях приведена в таблице. Отсутствие сегрегаций ниобия в границах указывает на возможность повышения его концентрации (объемной доли присутствующих в металле частиц, не растворяющихся при термомеханической обработке) внутри зерна и, соответственно, более существенного влияния на их измельчение.

Таблица – Содержания карбонитридообразующих элементов в границах зерен*

Элемент	Содержание элемента, % масс.		Коэффициент обогащения
	В стали	В границах зерен	
C	0,10-0,16	6,0-24,0	60-150
N	0,008-0,012	5,0-12,0	600-1000
Ti	0,008-0,040	3,0-21,0	360-530
V	0,020-0,050	2,0-8,0	80-170

* - минимальные и максимальные значения

Таким образом, ниобий (по сравнению с ванадием и титаном) является более эффективным, как модифицирующая добавка, способствующая измельчению зерен, что подтверждается также данными работы [2] (рис.3б) и результатами работы [3], в которой показано, что повышение содержания V, Ti, Nb при отдельном и комплексном микролегировании приводит к увеличению прочностных характеристик при одновременном снижении пластичности и ударной вязкости, причем более эффективным и менее вредным упрочняющим элементом представляется ниобий.

Список источников

1. Троцан А.И., Бродецкий И.Л., Иценко А.И. Теория и практика микролегирования с учетом межкристаллитной внутренней адсорбции. – Киев: «КИМ» - 2009. - 272 с.
2. Normalized high-strength low-alloy steels / Niobium Information. Niobium Products Company Gmb.- №9. - 2005.- С.1-4.
3. Упрочняющее и охрупчивающее действия малых добавок тугоплавких элементов в низкоуглеродистой стали /Л.А.Позняк, А.И. Троцан, И.Л. Бродецкий // Металл и литье Украины.-2001.- №1-2.- С.12-16.

ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА И СТРУКТУРЫ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ 6XXX СЕРИИ ПОВЫШЕННОЙ ПРОЧНОСТИ

Брянцев П.Ю., Самошина М.Е.

*Россия, ФГОУ ВПО «Национальный исследовательский технологический университет «МИСЦ»,
p_bryant@rambler.ru*

INVESTIGATION OF PHASE COMPOSITION AND STRUCTURE OF HIGH STRENGTH ALUMINIUM ALLOYS OF 6XXX SERIES

Bryantsev P.Yu., Samoshina M.E.

Alloys of 6XXX series based on the system Al-Mg-Si possess sufficiently high strength properties, have good corrosion resistance and contain small amounts of alloying elements. Currently, a promising direction is the development of 6XXX alloys for use in the aviation and automotive industry as a replacement of 2XXX alloys. To do this, increase the tensile strength of alloys of Al-Mg-Si at least up to 400 MPa while maintaining high ductility and corrosion resistance. On the basis of calculation of multicomponent phase diagrams in the Thermocalc software concentration limits of alloying of Al-Mg-Si-Cu-Fe alloys are optimized to achieve the maximum alloying of the solid solution after homogenizing annealing. For the proposed alloys the effect of temperature and time of homogenizing annealing on the phase composition and structure of the ingots is investigated. Also in this work the possibility of introducing additions of transition metals chromium and zirconium into aluminium solid solution is investigated.

Алюминиевые сплавы 6XXX серии на основе системы Al-Mg-Si являются самыми малолегированными из термически упрочняемых алюминиевых сплавов. Содержание основных легирующих элементов составляет 1-3 %. Они обладают высокой коррозионной стойкостью, способностью к деформированию и к нанесению различных покрытий. Однако по прочностным свойствам 6XXX сплавы уступают другим алюминиевым сплавам, например 2XXX серии. Поэтому, остро стоит задача повышения прочностных свойств сплавов 6XXX серии до уровня около 400 МПа.

Наиболее легированные сплавы 6XXX серии (например, 6066) имеют предел прочности на уровне 380-400 МПа, однако содержат большое количество меди (около 1,5 %), что снижает их коррозионные свойства.

В работе на основе расчета многокомпонентных диаграмм состояния в программе ThermoCalc оптимизированы концентрационные пределы легирования сплавов системы Al-Mg-Si-Cu-Fe с целью достижения максимальной легированности твердого раствора после гомогенизационного отжига. Также в работе исследована возможность введения в твердый раствор добавок переходных металлов хрома и циркония.

Расчет многокомпонентных диаграмм состояния вели в программе ThermoCalc TCW4 с использованием термодинамической базы данных TTAL5.

Для приготовления сплавов в качестве шихтовых материалов использовали алюминий марки А99, технический кремний марки Кр0, магний Мг90, медь марки М0 и лигатуры Al - 3,5 % Zr, Al-10 % Fe, Al-10 % Cr. Плавку вели в электрической печи сопротивления NABERTHERM TOP45 в графито-шамотном тигле. Температура литья составляла 800 °С. Сплавы отливали в графитовую изложницу размером 200 × 30 × 15 мм. Слитки подвергали гомогенизационному отжигу в печи SNOL -1,6.2,5.1/9-И5 с точностью поддержания температуры 5 °С. Старение образцов проводили в сушильном шкафу SNOL 58/350 с точностью поддержания температуры 2 °С при температуре 180°С в течение 5 часов.

Металлографические исследования сплавов проводили на световом микроскопе «Axiovert 200 ММАТ». Шлифы готовили стандартным механическим способом с помощью установки Struers LaboPol-5.

Повышение прочностных свойств сплавов 6XXX серии возможно за счет увеличения легированности твердого раствора. Для увеличения легированности твердого раствора и, следовательно, повышения потенциала упрочнения при старении в состав сплавов вводят добавку меди.

Анализ диаграммы состояния Al-Mg-Si-Fe-Cu показал, что полное растворение фаз кристаллизационного происхождения (за исключением железосодержащих) при гомогенизационном отжиге происходит в сплавах Al-1%Mg-0.8%Si-0.2%Fe при содержании меди до 1 %, а в сплаве Al-0.8%Mg-1%Si-0.2%Fe – при содержании меди до 1,2 %. Однако интервал температур гомогенизационного отжига при максимально возможном содержании меди очень узок (± 1 °С). Поддержание температуры в печи с такой точностью в промышленных условиях невозможно. Для расширения области закалочных температур необходимо снижение содержания меди в сплаве. Таким образом, для дальнейших исследований были выбраны следующие составы сплавов и температуры гомогенизационного отжига (нагрева под закалку):

Сплав 1: Al-1%Mg-0.8%Si-0,7%Cu-0.2%Fe; T=565 \pm 5 °С

Сплав 2: Al-0.8%Mg-1%Si-0,8%Cu-0.2%Fe; T=557 \pm 5 °С

В структуре обоих сплавов в литом состоянии видны серые иглы фазы β -Al₅FeSi, черные прожилки фазы Mg₂Si и фрагменты скелетов фазы α -Al₈Fe₂Si, нерастворившиеся в ходе перитектических реакций.

Для определения продолжительности гомогенизационного отжига образцы были закалены после различных выдержек и состарены по единому режиму 180 °С, 5 ч. Растворение при отжиге фазы Mg₂Si приводит к увеличению легированности твердого раствора и увеличивает упрочнение при старении. Практически полное растворение фазы Mg₂Si в обоих сплавах происходит уже после 0,5 ч выдержки. Для подтверждения была исследована структура сплавов после закалки с температуры изотермической выдержки. Анализ микроструктуры показал, что после 0,5 ч выдержки в структуре присутствует некоторое количество фазы Mg₂Si, в структуре после 1 ч гомогенизационного отжига фаза Mg₂Si полностью отсутствует, а частицы железосодержащих фаз сильно фрагментированы и сфероидизированы.

Также в работе исследована возможность дополнительного введения в твердый раствор добавок переходных металлов хрома и циркония. Эти добавки при гомогенизационном отжиге образуют дисперсные алюминиды, препятствующие рекристаллизации и повышающие прочность деформированных полуфабрикатов.

Первоочередной задачей было определение пределов содержания хрома и циркония в сплавах. Переходные металлы должны при литье полностью войти в твердый раствор, в противном случае они выделяются в виде грубых первичных алюминидов, снижающих механические свойства сплавов и не препятствующих рекристаллизации.

Литье сплавов, содержащих Cr и Zr, проводили при температуре на 100 °С превышающих температуру ликвидуса. Экспериментально установлено, что при содержании циркония до 0,3% и хрома до 0,5% выделения первичных алюминидов не происходит. Превышение этих концентрационных пределов приводит к образованию грубых первичных кристаллов.

Работа выполнена при финансовой поддержке Гранта Президента РФ для молодых ученых – кандидатов наук МК-5561.2011.8

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ И ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМА ЗАРОЖДЕНИЯ ТРЕЩИН КОРРОЗИОННОЙ УСТАЛОСТИ В НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ МАЛОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЯХ

Бутусова Е.Н., Чувильдеев В.Н., Нохрин А.В.

Россия, Научно-исследовательский физико-технический институт ГОУ ВПО «Нижегородский государственный университет им. Н.И.Лобачевского», enbutusova@nifti.unn.ru, nokhrin@nifti.unn.ru

EXPERIMENTAL AND THEORETICAL RESEARCHES OF PROCESS OF ORIGIN OF CRACKS OF CORROSION FATIGUE IN LOW-CARBON PIPELINE STEELS

Butusova Y.N., Chuvildeev V.N., Nokhrin A.V.

There are have described results of experimental and theoretical researches to analysis of influence parameters of structure on characteristics of corrosion fatigue strength low-carbon steels at this research work. There are have shown that one of key parameters of structure determining propensity building steels to origin and spread of corrosion fatigue cracks are size, volume part and character of distribution carbide particles, isolate from oversaturated solid solution of ferrite in process of long-run. There are have suggested qualitative model of origin corrosion fatigue cracks at this research work. Results of calculation were compared with experimental facts.

Проблема коррозионно-усталостного разрушения металлов и сплавов – одна из актуальных задач физического материаловедения. Фундаментальный аспект этой задачи связан с изучением влияния параметров структуры металла на его склонность к зарождению и распространению усталостных трещин. Данная работа имеет и очевидное практическое применение, связанное с необходимостью решения практических задач обеспечения безопасной работы металлоконструкций, эксплуатируемых в экстремальных условиях. Кроме того, диффузионное движение атомов углерода, растворенных в ферритной матрице, к границам зерен и выделению на них частиц карбидов (процесс старения) с течением времени оказывает большое влияние на склонность сталей к разрушению. В результате старения повышается склонность сталей к зарождению и росту хрупких трещин.

В связи с этим целью настоящей работы является исследование влияния структуры на механизмы коррозионно-усталостного разрушения малоуглеродистых сталей.

Коррозионно-усталостные испытания сталей при напряжениях выше предела упругости проводились с использованием лабораторного комплекса, позволяющего проводить циклические испытания образцов прямоугольного сечения по схеме «консольный изгиб» в коррозионных средах различной агрессивности. Испытывались образцы 5×10×60 мм с U-образным надрезом глубиной 0.5 мм (с радиусом закругления 0.25 мм) в нейтральном электролите (3%-ном водном растворе NaCl). Частота нагружения составляла 50 Гц. В ходе эксперимента фиксировалось число циклов до

зарождения трещины N_0 , число циклов до разрушения N_{\max} , а также длина трещины в каждый момент времени (при заданном уровне напряжений). Напряжение в вершине концентратора рассчитывалось методами линейной механики твердого тела и находилось в интервале от предела макроупругости до предела прочности. Механические свойства стали – предел макроупругости (σ_0) и предел текучести (σ_T) – измерялись с помощью методики релаксационных испытаний. Структура сталей исследовалась методами металлографии (интерференционный микроскоп Leica DM IRM) и электронной микроскопии (растровый электронный микроскоп Jeol JSM-640 с рентгеновским микроанализатором).

В качестве объектов исследования выступали образцы строительных сталей, структура которых была сформирована методами нормализации и контролируемой прокатки. Для проведения исследований отбирались стали, имеющие одинаковый химический состав (одну марку стали: 17Г1СУ, 10Г2ФБ) и одинаковые стандартные параметры феррито-перлитной структуры (размер зерна, балл феррито-перлитной полосчатости, загрязненность по неметаллическим включениям). Структурное состояние сталей варьировалось путем изменения объемной доли частиц карбидов (цементита), выделившихся по границам зерен феррита. Исследовались стали с малой объемной долей выделившихся частиц карбидов (состояние S_1) и стали с интенсивным выделением карбидной фазы (состояние S_2), в которых большая часть границ зерен была занята выделившимися частицами карбидов. Максимальная объемная доля выделившихся частиц не превышала 1%.

Проведенные экспериментальные исследования показали, что число циклов до зарождения трещины, число циклов до разрушения и скорость роста трещины существенно зависят от традиционных параметров структуры стали (размер зерна, объемная доля перлита, объемная доля цементита, включений и т.д.), а также от концентрации углерода в твердом растворе феррита и объемной доли выделившихся частиц структурно-свободного цементита, располагающихся по границам зерен феррита.

Исследования сталей в различных структурных состояниях отмечают, что увеличение объемной доли частиц карбидов приводит к уменьшению числа циклов до зарождения трещины и числа циклов до разрушения, а также к увеличению скорости роста трещины. Зависимость скорости роста трещины от величины приложенного напряжения (σ_a) имеет нелинейный, близкий к экспоненциальному, характер. Показано, что скорость роста трещины в состаренных сталях оказывается выше, чем в сталях в исходном состоянии, при одной амплитуде приложенного напряжения.

Для объяснения наблюдаемых зависимостей предложена физическая модель зарождения трещины.

В рамках предложенной модели предполагается, что зависимость скорости пластической деформации от величины напряжения для случая движения дислокации в поле равномерно распределенных точечных дефектов описывается соотношением $\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_0 \exp[-\Delta F / kT \cdot (1 - \sigma / \tau)]$ [1], где ΔF - энергия активации пластической деформации, τ – напряжение течения. На основе разработанных подходов проведен анализ влияния структурных факторов (объемной доли и размера частиц карбидов) на параметр N_0 . Результаты расчетов сопоставлены с экспериментальными данными.

Работа выполнена при поддержке Федеральной целевой программы «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 гг., а также Фонда содействия развитию малых форм предприятий в научно-технической сфере (программа «У.М.Н.И.К.»).

Автор выражает особую благодарность научному руководителю Чувильдееву В.Н. и научному консультанту Нохрину А.В. за помощь в выполнении работы.

Список использованной литературы:

- 1 Эшби М.Ф., Фрост Г. Карты механизмов деформации. Перевод с английского Берштейна Л.М., Челябинск: Металлургия. 1989, 328 с.

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ЭЛЕКТРОННОГО СТРОЕНИЯ АТОМОВ ДВОЙНЫХ СПЛАВОВ АЛЮМИНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Вальтер А.И., Евдокимов Е.Г., Маленко П.И.

Россия, ГОУ ВПО "Тюльский государственный университет", valter.alex@rambler.ru

INFLUENCE OF PARAMETERS OF THE ELECTRONIC STRUCTURE OF ATOMS DOUBLE ALLOYS OF ALUMINIUM ON MECHANICAL PROPERTIES

Walter A.I., Evdokimov E.G., Malenko P.I.

Results of theoretical research of internuclear interaction of elements and electronic structure of alloys are resulted with the purpose of definition of more exact parameters of phase and structural transformations of alloys of system Al - Mg, that will allow to minimize the lacks peculiar to the given alloys, and more full to use their physicomachanical properties.

Сплавы на основе алюминия - легкие и пластичные материалы. Однако если их структура образована микрочастицами (10^{-7-9} м), они приобретает иные свойства: становятся более прочными и твердыми, пригодным для изготовления деталей, приспособленными выдерживать высокие температуры и давления. Все эти свойства алюминия обусловлены главным образом размером кристаллов в его структуре: кристаллы должны быть намного меньше, чем в традиционно изготавливаемых материалах. Здесь важную роль играет методика расчета и разработка процессов получения, так называемых «микрористаллических структур».

В зависимости от состава и структуры механические свойства исследованных литых и термически обработанных алюминиевых сплавов могут меняться в очень широких пределах: предел текучести ($\sigma_{0,2}$) - от 50 до 600 МПа, временное сопротивление (σ_B) - от 100 до 650 МПа, относительное удлинение (δ) - от 0 до 30 %.

Эффект растворного упрочнения определяется рядом факторов, главным из которых является размерный. Относительная разница атомных радиусов алюминия и легирующего элемента ($(R_{Al}-R_2)/R_{Al}$)-100 % максимальна в случае присутствия магния (11,7 %) и меди (10,5 %). Именно эти добавки обеспечивают максимальное растворное упрочнение ($\Delta\sigma_B/1$ ат. % = 30 ... 40 МПа).

В настоящее время проводятся исследования межатомного взаимодействия элементов и электронного строения сплавов с целью определения более точных параметров фазовых и структурных превращений сплавов системы Al-Mg. Сплавы системы Al-Mg являются мало жаропрочными и термически неупрочняемыми. Хотя их можно в принципе подвергать закалке и старению, но прирост прочности в результате старения невелик из-за малой плотности выделений - продуктов старения [1].

Энергии электронных уровней в атоме определяются соотношением:

$$E_n = -\frac{1}{2}m\vartheta^2. \quad (1)$$

Эту величину можно также выразить через радиус R:

$$E_n = -\frac{K_0 e^2}{2R_n}. \quad (2)$$

Продифференцируем уравнение (2) по R:

$$\frac{dE}{dR} = K_e \frac{e^2}{2R^2}. \quad (3)$$

Из уравнения (3) видно, что энергия электронного уровня атома зависит от радиуса иона элемента, поэтому энергия связана с концентрацией элементов и температурой сплава. Энергии электронных уровней атомов компонентов металлической системы можно выразить также через радиусы ионов R – радиусы ионов в виде суммы энергий электронных уровней.

Для двухкомпонентной системы уравнение (2) примет вид:

$$E = E_{n_1} + E_{n_2} = -K_0 \frac{e^2}{2R_1} - K_0 \frac{e^2}{2R_2} = -K_0 \frac{e^2}{2} \left(\frac{1}{R_1 + R_2} \right), \quad (4)$$

где R_1 и R_2 - радиусы атомов компонентов, составляющих сплав; K_0 - постоянная Больцмана; e - заряд электрона.

Уравнение (4) позволяет рассчитать энергию электронных уровней взаимодействующих атомов в металлической системе и на основе этого определить температуру сплава, так как энергия системы эквивалентна ее температуре:

$$T = bE,$$

где T - температура сплава, °С; E - энергия системы, эрг·Кл²/град·м; b - температурный коэффициент, град²·м/эрг·Кл².

В тоже время, радиус атома зависит от температуры расплава и при переходе атома из металлического состояния в ионизированное, с повышением температуры жидкости, его радиус будет уменьшаться в соответствии с уравнением:

$$R^v = R^{1+} + 0,3 \log \frac{V}{N}, \quad (5)$$

где v - уровень ионизации атома компонента; r^v - металлический радиус, отвечающий уровню ионизации атома (v) в металлической решетке; r^{1+} - одновалентный радиус атома для данного металла; n - координационное число, зависящее от уровня ионизации атомов.

С понижением температуры расплава атомы компонентов металлической системы переходят из металлического в ковалентное состояние, с увеличением их радиуса в соответствии с уравнением:

$$R_{ков.}^{k-} = R_{ме} - 0,3 \log \frac{1}{n}, \quad (6)$$

где $R_{ков.}^{k-}$ - ковалентный радиус атома; $R_{ме}$ - металлический радиус атома; $n = 1, 2, 3, \dots, k$; k - число электронов, недостающих на s -, p - или d -уровне.

В твердом состоянии, при понижении температуры, происходит дальнейший рост атомов с переходом их из ковалентного состояния в ионное и присоединением коллективизированных электронов, радиус атомов при этом также увеличивается, что можно выразить следующими уравнениями [2]:

$$R_{II}^{1-} = R_{ков.} + \log n; R_{II}^{2-} = R_{II}^{2-} + \log n \dots R_{II}^{k-} = R_{II}^{(k-1)-} + \log n. \quad (7)$$

Радиус атома и его энергия отражает фазовое пространство, которое сводится к линии, на которой и находится фазовая траектория. Поэтому с изменением радиуса атома происходит также изменение энергии электронных уровней взаимодействующих атомов и, соответственно, температуры сплава.

Как установлено, при оценке величины кластерного образования, шарообразные кластеры включают до 380 атомов. Время существования кластера зависит от температуры перегрева ΔT и определяется числом вакансий, концентрация которых при больших перегревах может достигать 50 %. Такое строение жидкого металла обусловлено высоким коэффициентом диффузии, равным 10^{-5} см²/с при энергии активации в 10-15 кДж/моль. Это рассматривается как основание безактивационно-флуктуационной модели диффузии.

На основании этого можно сделать вывод, что в кластерах отсутствует кристаллическая решетка, характерная для твердого состояния. В случае приложения давления существенно изменяется межатомное взаимодействие в жидком металле. При более тесном соприкосновении атомов происходит их поляризация и формирование очагов с кристаллическим строением. Повышение концентрации очагов и увеличение их размеров способствует созданию условий для начала кристаллизации и переходу в твердое состояние. В результате температура плавления металла повышается и возрастает с увеличением приложенного давления. Наклон кривой зависимости изменения температуры плавления от давления $dT_{пл}/dP$ для алюминия составляет $6 \cdot 10^{-2}$ °С/МПа, в результате чего при давлении $p = 200$ МПа температура плавления возрастает на $6-11$ °С [3].

При кристаллизации жидких металлов под высоким давлением в результате резкого увеличения числа центров кристаллизации и замедленного их роста образуется мелкозернистая равномерная структура, обеспечивающая повышение механических свойств.

* Работа выполнена в рамках грантов РФФИ 09-08-99032, 08-01-99003, Государственного контракта № П-1026 Минобрнауки.

Список литературы.

1. Золоторевский В.С., Белов Н.А. Металловедение литейных алюминиевых сплавов. - М.: МИСиС, 2005. - 376с.
2. Евдокимов Е.Г., Баранов А.А., Вальтер А.И. Генезис электронной конфигурации в железоуглеродистых сплавах. - Тула: ТулГУ, 2004. - 192 с.
3. Palumbo G., Thorpe S.J., Aust K.T. On the contribution of the triple junction to the structure and properties of nanocrystalline materials //Scripta Met. - 1990. - V. 24.

РАСПРЕДЕЛЕНИЕ КЛАСТЕРОВ МАЛОГО РАЗМЕРА В МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКОМ ИЗОБРАЖЕНИИ ФЕРРИТНО-ПЕРЛИТНОЙ МИКРОСТРУКТУРЫ СТАЛЕЙ

Винокуров Г.Г., Попов О.Н.¹, Винокурова С.Г.²

*Россия, Институт физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова СО РАН,
e-mail: g.g.vinokurov@iptpn.usn.ru*

¹ *НИИ математики, Институт математики и информатики
Северо-восточного Федерального Университета им. М.К. Аммосова,*

² *Факультет компьютерной технологии и информатики
Санкт-Петербургского государственного электротехнического
университета «ЛЭТИ»*

SMALL SIZE CLUSTERS IN METALLOGRAPHIC IMAGE FERRITE-PEARLITE MICROSTRUCTURE OF STEELS

Vinokurov G.G., Popov O.N., Vinokurova S.G.

Abstract. Analytical forms for distribution of small size clusters ferrite-pearlite microscopic structures of steels are derived. Results can be used at metallographic image processing.

Введение

Как известно, ферритно-перлитные стали широко используются в промышленности и строительстве как основной конструкционный материал. С интенсивным развитием информационных технологий обработка металлографического изображения сталей позволяет подробное выявление множество характеристик их микроструктуры, которые обеспечивают более полное описание особенностей строения исследуемых объектов [1]. Для изучения ферритно-перлитной микроструктуры сталей объекты металлографического изображения целесообразно интерпретировать как двумерные кластеры на квадратной решётке, которая с необходимостью обусловлена форматом цифрового матричного изображения. Поэтому определение количественных характеристик металлографического изображения ферритно-перлитной микроструктуры сталей требует необходимого теоретического обоснования на основе формализма двумерных кластеров [2,3]. Актуальность изучения кластеров малого размера ферритно-перлитной микроструктуры стали обусловлено их преобладающим количеством и возможностью получения аналитических выражений для основных характеристик.

Целью данной работы является установление теоретического распределения кластеров перлита малого размера ферритно-перлитной микроструктуры сталей при обработке металлографического изображения.

Двумерные кластеры малого размера

Микроструктуру ферритно-перлитной сталей на металлографическом изображении можно представить как двухфазную систему. Поэтому рассмотрим двумерный массив – матрицу размера $(l \times m)$, которая случайным образом заполняется частицами одной фазы (перлита); в ячейке может находиться только одна частица с вероятностью p . Если пренебречь неоднородностью строения

сталей, вероятности p соответствует содержание перлита в изображении. Кластеры представляют собой группы соседних занятых ячеек - элементов матрицы; соседними являются ячейки, имеющие хотя бы одну общую сторону. В качестве характеристик ферритно-перлитной микроструктуры сталей можно рассматривать такие важные параметры двумерных кластеров, как корреляционная длина, корреляционная функция, распределение кластеров по размерам и др. В работе размеры малых кластеров указаны в пикселях цифровых изображений, которые с учетом заданного увеличения металлографического микроскопа всегда можно перевести в единицы длины.

Рассмотрим $n_s = n_s(p)$ - вероятность того, что произвольно выбранный узел принадлежит кластеру размера s . Будем предполагать, что для определенной конфигурации двумерного кластера возможна только одна реализация; в качестве численной характеристики конфигурации кластера можно рассматривать периметр t - количество пустых соседних ячеек кластера. Кластеры одного и того же размера s могут иметь различное количество конфигураций g_{st} .

В частности, для кластеров перлита малого размера можно получить аналитические выражения:

$$\begin{aligned} n_1 &= p(1-p)^4, \\ n_2 &= 2p^2(1-p)^6, \\ n_3 &= 2p^3(1-p)^8 + 4p^3(1-p)^7, \\ n_4 &= 2p^4(1-p)^{10} + 8p^4(1-p)^9 + 9p^4(1-p)^8 \end{aligned} \quad (1)$$

Кластер размера $s=5$ уже имеет несколько десятков возможных конфигураций. Поэтому получение аналитического выражения g_{st} для кластеров большого размера является крайне затруднительным, быстрый рост количества конфигураций требует использования компьютерных вычислений.

Как видно из формул (1), независимо от размера, распределение малых кластеров перлита имеет одинаковый характер изменения (рис.1). Как и следовало ожидать, при $p=0$ имеем $n(p)=0$, далее, при некоторой вероятности, зависящей от размера кластера, достигается максимум распределения. В дальнейшем происходит монотонное снижение количества кластеров малого размера до $n(p)=0$ при $p=1$ (рис. 1). Это обусловлено образованием кластеров большого размера при значениях вероятности заполнения близких к 1, в том числе и стягивающего бесконечного кластера. Точку максимума распределений кластеров малого размера можно найти из условий экстремума функций (1): $p_{\max}=1/5$ для $n_1(p)$; $p_{\max}=1/4$ для $n_2(p)$; $p_{\max}=0,292..$ для $n_3(p)$; $p_{\max}=0,321..$ для $n_4(p)$.

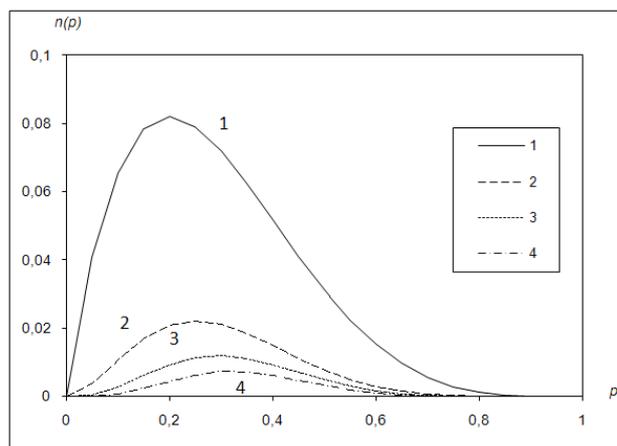


Рис.1. Распределения кластеров перлита малого размера в зависимости от содержания перлита в микроструктуре:
1- $s=1$; 2 - $s=2$; 3 - $s=3$; 4 - $s=4$.

Безусловно, полученные оценки справедливы в начале формирования равновесной ферритно-перлитной микроструктуры сталей, когда неоднородностями строения можно пренебречь.

Выводы

На основе теории кластеров на двумерной решетке получены теоретические выражения для оценки распределения кластеров перлита малого размера ферритно-перлитной микроструктуры

сталей. Результаты могут использоваться при обработке металлографического изображения в начале формирования равновесной ферритно-перлитной микроструктуры сталей.

Литература

1. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография.–М.:Металлургия,1970.–376с.
2. Тарасевич Ю.Ю. Перколяция: теория, приложения, алгоритмы. – М.: Едиториал УРСС, 2002. - 112 с.
3. Винокуров Г.Г., Попов О.Н., Петрова Д.Д. Применение теории двумерных кластеров в планиметрическом методе стереометрической металлографии для исследования ферритно-перлитной структуры стали // Тезисы докладов межд. конф. по физической мезомеханике, компьютерному конструированию и разработке новых материалов. – 7-11 сентября, Томск: ИФПМ СО РАН, 2009. – С. 107-109.

РАСПРЕДЕЛЕНИЕ СТРУКТУРНО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПО ОБЪЕМУ РАСКАТАННОЙ НА КЛИН РЕССОРНОЙ СТАЛИ 50ХГФА

Власов О.В., Галкин В.В., Пачурин Г.В.

*Россия, Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева
E-mail.: PachurinGV@mail.ru*

DISTRIBUTION OF STRUCTURAL AND MECHANICAL PROPERTIES VOLUME ROLL THE WEDGE SPRING STEEL 50HGFA

Vlasov OV, Galkin VV, Pachurin GV

We studied the patterns of changes in structural and mechanical properties of the volume of spring steel sheet 50HGFA after rolling on the wedge, depending on the strain and the evaluation of its performance properties.

Снижение металлоемкости автомобиля, повышение комфортности при его движении и сохранении безопасности эксплуатации является одним из важнейших направлений развития мировой автомобильной промышленности. Одним из наиболее ответственных узлов является подвеска, в которую входит рессора. В настоящее время конструкции рессор имеют тенденцию снижения металлоемкости за счет уменьшения количества листов, а также применения листов переменного (фигурного) профиля, как в продольном, так и в поперечном направлениях. Рессоры современных зарубежных легковых автомобилей, имеет один лист. В то же время на российских машинах, на примере автомобилей семейства ОАО «ГАЗ», число листов не менее двух, когда одновременно с основным листом на «ГАЗ»елях применяется подрессорник. Тем не менее, в последние годы имели место разрушения рессор по опорной поверхности под стяжкой, а также в зоне листа, имеющей переменный профиль.

Мировая практика изготовления рессорных листов с фигурным профилем свидетельствует, что в их основе лежит технологический передел заготовки, получаемой с металлургических комбинатов. Основным методом переформовки постоянного поперечного сечения полосы является прокатка.

Структурное состояние металла, при изготовлении изделия методами обработки давлением, определяется схемой деформации, ее степенью и температурно-скоростными условиями технологического процесса. При горячей обработке на его изменение также влияет процесс рекристаллизации структуры. В работах проф. И.Г. Терентьева, приведены структурные факторы, влияющие на эксплуатационную долговечность металла изделия: размер зерна, морфология структуры, остаточные напряжения на уровне макро, микро- и субструктуры, масштабный фактор заготовки, состояние приповерхностного слоя заготовки. Однако для сталей пружинно-рессорной группы, отсутствуют исследования касающиеся сравнения структурно-механических и эксплуатационных характеристик материала в исходном состоянии проката, после технологического передела, в частности раскатки на клин, и окончательной термической обработки.

В работе обобщены результаты изменения структурно-деформированного состояния и механических свойств стали 50ХГФА в объеме раскатываемой полосовой заготовке валком на клин по неподвижной плите в зависимости от степени ее обжатия, а также после термической обработки

Исследования проводились на рессорных листах из стали 50ХГФА, раскатанных из полосовых заготовок горячекатаного проката (ГОСТ 14959-79) двух размеров поперечного сечения: 12x75 и 15x75 мм.

Проводилась оценка деформированного состояния в объеме раскатанной полосы по методу линий Холленберга по результатам изгиба вертикальных линий, нанесенных на боковую поверхность прокатываемой полосы.

Для оценки строения очага деформации, при математическом моделировании процесса раскатки, применялся программный комплекс DEFORM, основанный на методе конечных элементов. Для оценки изменения напряженно-деформированного состояния металла по ходу процесса использовались твердотельные модели технологической оснастки – раскатного валка и призматических заготовок, созданные в программном пакете Solid Works 2007. Экспериментальная оценка действительного строения очага деформации проводилась на основании структурно-механического исследования продольного и поперечного шлифов участка раскатываемой полосы по месту ее контакта с валком в момент остановки процесса. На шлифе продольного сечения по месту контакта инструмента-валка с раскатываемой полосой в момент остановки процесса проводились замеры микротвердости и оценка строения микроструктуры с увеличением $\times 340$ на микроскопе "Eritup".

Для экспериментальных исследований структурно-механических и эксплуатационных характеристик металла в раскатанных заготовках рессорных листов после прокатки, термической обработки и упрочняющей обработки по поверхности листа, были выделены зоны, отличающиеся степенью обжатия: по центру (недеформированная часть заготовки) и по поверхности раскатки со степенями обжатия: 5%, 20% и 40%. Механические испытания проводились на испытательной машине УМЭ-10Г согласно ГОСТ 1497-84. Усталостные испытания образцов проводились на специализированной установке, по схеме переменного изгиба в одной плоскости, что аналогично нагружению рессорного листа в процессе его эксплуатации на автомобиле.

Измерения твердости по Роквеллу согласно ГОСТ 9015 и структурные исследования проводились на поперечных образцах. Исследования структуры металла на микро-уровне осуществлялись с использованием оптической микроскопии на микроскопах МБС-10, МИМ-7 и "Eritup" и увеличением $\times 340$. Количественная оценка структурных составляющих проводилась на микроструктурном уровне с применением автоматизации процедуры измерения и обсчета их линейных размеров на основе усовершенствования среды разработки LabVIEW фирмы National за счет встроенной функции пакета NI Vision.

Исследование изменения тонкой структуры (субструктуры) металла после прокатки и термической обработки осуществлялось методом рентгеноструктурного анализа путем определения размеров блоков мозаики (области когерентного рассеивания) и величины микро напряжений на дифрактометре ДРОН-2. Фрактографический анализ изломов проводился на образцах материала образцов из послойных заготовок после испытания на одноосное растяжение заготовки и испытаний на усталость после раскатки и термической обработки с использованием растрового электронного микроскопа типа SAMSUNG SEM 515 с применением цифрового фотографирования.

Натурные испытания проводились на рессорах на стенде по схеме нагружения, соответствующей стандартным и отраслевым методикам согласно ГОСТ 51585-2000 [1].

Выводы

1. Установлено, что при раскатке полосовой заготовки на клин по неподвижной плите, в ее объеме имеет место неравномерность деформированного состояния, которое имеет закономерное изменение в зависимости от степени обжатия. Зона наибольшей деформации (ядро деформации) по ходу раскатки смещается от раскатываемой поверхности до поверхности, прилегаемой к неподвижной плите, при этом степень обжатия зависит от относительных размеров инструмента и заготовки.
2. Строение очага деформации в раскатываемой полосовой заготовке валком на клин по неподвижной плите имеет свои особенности, в силу наличия неподвижной плиты, которая не является активным инструментом. По мере начала прокатки зона наибольшей деформации имеет форму конуса, основание которого определяются концом контакта валка с заготовкой.

Эта форма сохраняется до момента касания ядра деформации стороны заготовки, прилегаемой к неподвижной плите. Далее форма очага трансформируется: конус превращается в тороидальную фигуру.

3. В соответствии с неравномерностью деформированного состояния по объему раскатанной заготовки в силу рекристаллизационных процессов структурообразование имеет свои особенности. В зонах, имеющих наибольшую деформацию имеет место наибольшая рекристаллизация обработки. Как следствие, наибольшее восстановление исходной структуры происходит по слоям заготовки, в которой располагается «ядро» деформации, в соответствии с ее перемещением в зависимости от степени обжатия.
4. Эксплуатационные характеристики стали 50ХГФА в зависимости от условий ее технологического передела (степени обжатия, температурно-скоростными условиями деформации), вида последующей термической обработки и поверхностной (упрочняющей) обработки показали определяющее влияние на надежность рессорного листа структурных характеристик.
5. Высокие эксплуатационные характеристики рессорного листа обеспечиваются соответствующими степенями обжатия и относительным размером инструмента, когда «ядро» деформации в процессе раскатки располагается в слоях заготовки, прилегаемых к неподвижной плите, и последующей термической обработкой, восстанавливающей структуру.

Список литературы

1. Пачурин Г.В., Галкин В.В., Власов В.А., Меженин Н.А. Усталостное разрушение при разных температурах и долговечность штампованных металлоизделий: монография/ Г.В. Пачурин [и др.]; под общей ред. Г.В. Пачурина; НГТУ. - Н. Новгород, 2010. – 169 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ВЫДЕЛЕНИЯ СИГМА-ФАЗЫ В ДЕФОРМАЦИОННО-СТАРЕЮЩЕМ МАГНИТНО-ТВЕРДОМ СПЛАВЕ Fe-32,5%Cr-12,3%Co-2%Cu

Вомпе Т.А., Миляев И.М., Юсупов В.С., Пруцков М.Е.

Россия, Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, e-mail: tvompe@gmail.com

Vompe T.A., Milyev I.M., Yusupov V.S., Prutskov M.E.

Annotation. The formation of sigma-phase in Fe-32,5%Cr-12,3%Co-2%Cu magnet alloy has been investigated. It was found that the maximum speed of the sigma-phase formation was at 750 °C.

Введение. Сплавы системы Fe-Cr-Co близки по своим магнитным свойствам к сплавам типа Алнико (система Fe-Ni-Al-Co-Cu), но обладают более высокими механическими свойствами, деформируются в горячем и холодном состоянии.

Высококоэрцитивное состояние в деформируемых магнитно-твердых Fe-Cr-Co сплавах формируется в результате спинодального распада α -твердого раствора с ОЦК решеткой в процессе термомагнитной обработки или предварительной пластической деформации и последующих многоступенчатых отпусков. При этом структура состоит из двух изоморфных фаз: сильномагнитной α_1 , обогащенной железом и кобальтом, и слабомагнитной α_2 , обогащенной хромом [1]. Такую структуру можно получить как с применением термической обработки в магнитном поле, так и без нее с помощью деформационного старения.

Метод деформационного старения более эффективен, так как позволяет исключить термомагнитную обработку из технологического процесса, которая требует электроэнергии при наложении магнитного поля и является сложной технологической операцией [2]. Он включает в себя: закалку на α - твердый раствор, предварительное старение (происходит распад α - твердого раствора с образованием сферических выделений α_1 - фазы, расположенных в α_2 - матрице), одноосная холодная или теплая деформация и заключительная термическая обработка.

Согласно патенту US 4,251,293 [3] сплав Fe-33%Cr-11,5%Co может быть обработан по схеме: выдержка 680 °С (30 мин), охлаждение до 600 °С со скоростью 40 °С/ч, охлаждение в воде, обжиг 67%, окончательная обработка старением — нагрев до 600 °С, экспоненциальное охлаждение до 480 °С со скоростью от 15 до 2 °С/ч, охлаждение на воздухе. Получаемые магнитные свойства: остаточная индукция $B_r = 1,2$ Тл, коэрцитивная сила $H_{cb} = 62,5$ кА/м и максимальное энергетическое произведение $(BH)_{max} = 42$ кДж/м³. Магнитные характеристики сплава, легированного 2% меди, выше, чем у тройного сплава [4].

Материалы и методика проведения эксперимента. В работе исследовали процесс выделения неферромагнитной сигма-фазы в деформационно-стареющем магнитно-твердом сплаве Fe-32,5%Cr-12,3%Co-2%Cu, которая влияет на магнитные свойства сплава.

Выделение сигма-фазы изучали в процессе отпуска металлографическим методом, методом рентгеноструктурного анализа, измерения твердости, намагниченности насыщения.

Отпуск проводили при температурах 650 °С, 700 °С, 750 °С и 800 °С. Твердость сплава измеряли методом Виккерса на универсальном твердомере фирмы Instron Wolpert Wilson Instruments марки DIGI-TESTOR 930. Измерение гистерезисных магнитных свойств проводили на гистерезисграфе УИ.ФИ-400/5-003. Металлографическое исследование структуры проводили на оптическом и сканирующем электронном микроскопе Tescan Vega II SBU. Работа на СЭМ осуществлялась в режиме действия вторичных электронов при ускоряющем напряжении 20-30кВ. Рентгенограммы снимались на дифрактометре ДРОН - 4-07.

Результаты исследования и их обсуждение. На рисунке 1 приведены данные измерения твердости HV_{30} в температурном интервале 650 - 800 °С. Твердость сплава при 650 °С растет очень медленно, а при 750 °С достигает наибольшего значения быстрее всего. Кинетика выделения сигма-фазы изменяется по кривой с максимумом, который наблюдается при 750 °С. Полученные данные для сплава системы Fe-Cr-Co с 33% Cr, аналогичны полученным ранее данным для сплавов с 22%, 25% и 30 % Cr [5].

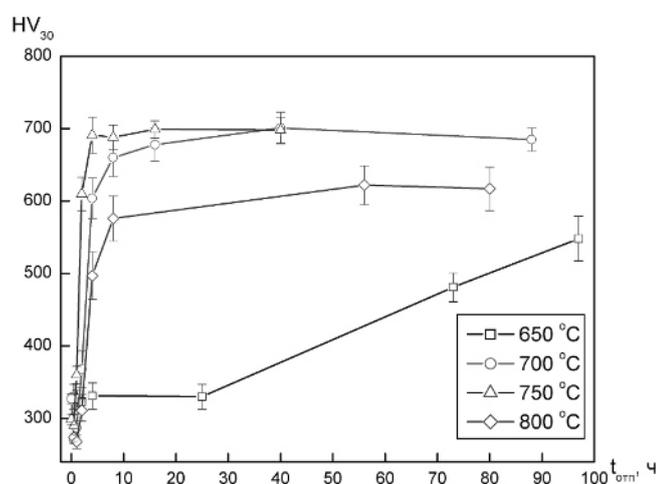


Рис. 1. Измерение твердости сплава Fe-32,5%Cr-12,3%Co-2%Cu

На рисунке 2 приведена рентгенограмма Fe-32,5%Cr-12,3%Co-2%Cu сплава, снятая после термообработки: нагрев и выдержка 700 °С (40 мин), охлаждение в магнитном поле со скоростью 80 °/ч до 600 °С, охлаждение со скоростью 8 °/ч до 500 °С. В образце присутствует сигма-фаза.

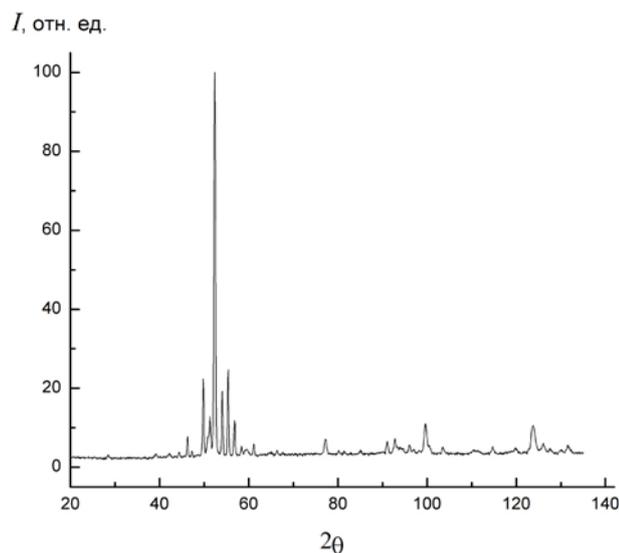


Рис. 2. Рентгенограмма сплава Fe-32,5%Cr-12,3%Co-2%Cu после ТМО (700 °С, 80 °/ч до 600 °С в м.п., 8 °/ч до 500 °С)

Количество образовавшейся сигма-фазы составляет более 50 об. % по данным рентгеноструктурного анализа, период решетки $a = 0,8763 \pm 0,0002$ нм, $c = 0,4556 \pm 0,0001$ нм.

Выводы. Показано, что максимальная скорость выделения сигма-фазы происходит при 750 °С.

Литература

2. Канеко Н., Номма М. and Nakamura К. New Ductile Permanent Magnet of Fe-Cr-Co System // AIP Conference Proceedings. Magnetism and Magnetic Materials. – 1971. – № 5. – Р. 1088-1092.
3. Кекало И.Б., Самарин Б.А. Физическое материаловедение прецизионных сплавов. Сплавы с особыми магнитными свойствами: Учебник для вузов. – М.: Металлургия, 1989.
4. US 4,251,293. Sungho J. Magnetically anisotropic alloys by deformation processing. Feb. 17, 1981.
5. Jin S., Gayle, N., Bernardini J. E. Deformation-aged Cr-Co-Cu-Fe permanent magnet alloys // IEEE Transactions on Magnetics. – 1980. – v 16. – Р. 1050-1052.
6. Миляев И.М., Пруцков М.Е., Лайшева Н.В., Миляев И.М., Юсупов В.С. О кинетике образования σ -фазы в магнитотвердых сплавах системы Fe-Cr-Co. // Металлы. – 2010. – №6. – С. 73-76.

ЦИКЛИЧЕСКАЯ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ ДЕФОРМАЦИОННО-УПРОЧНЕННЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Галкин В.В., Пачурин Г.В.

Россия, Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексева

E-mail.: PachurinGV@mail.ru

CYCLIC DURABILITY OF DEFORMATION-STRENGTHENING OF TITANIUM ALLOYS

Galkin VV, Pachurin GV

It is shown that the influence of the degree of preliminary deformation process on the cyclic durability of titanium alloys depends on the initial state of the material, strain rate, the level of the applied voltage and operating environment.

Вопросы увеличения ресурса конструкций летательных аппаратов при снижении их металлоемкости являются актуальной задачей. Для обеспечения надежной и безопасной эксплуатации современных самолетов широко применяют титановые сплавы, которые подвергаются различным технологическим обработкам, в том числе штамповке. В реальных условиях эксплуатации многие из них испытывают воздействие циклических нагрузок в различных средах. Однако сведения по сопротивлению усталостному разрушению деформированных титановых сплавов на воздухе весьма ограничены, а в коррозионных средах практически отсутствуют. Нами изучено влияние основных операций технологического процесса (термообработки, штамповки) изготовления типовых листовых деталей каркаса планера типа обшивок, панелей, жесткостей, на механические характеристики некоторых материалов и разработаны практические рекомендации для повышения их циклической долговечности.

В качестве материалов исследований были взяты титановые псевдо- α -сплав ОТ4-1 и ВТ-20.

При изготовлении листовой детали из листового сплава ВТ-20 применялись две технологии: штамповка на падающих молотах с применением свинцово-цинковых штампов и штамповка на гидравлических прессах в штампах из стеклокерамики. Штамповка ведется с нагревом. На молотах операции формовки производят на простых штампах за два-три удара молотом [1].

При изготовлении листовой детали из сплава ОТ4-1 также применялись две технологии: штамповка на падающих молотах с применением свинцово-цинковых штампов согласно схеме, приведенной на рис., и изотермическая штамповка на гидравлических прессах в жестких керамических штампах, имеющих индивидуальную систему нагрева.

Штамповка осуществлялась с нагревом по режимам, приведенным в [1]. При молотовой штамповке нагрев производится непосредственно в электрической печи, при штамповке в керамических штампах – непосредственно от штампов, нагретых до температуры ≈ 990 °С путем теплопередачи.

Основной причиной ограничения верхнего предела штамповки по температуре 700° является образование газонасыщенного (охрупченного) слоя в результате диффузии газов в верхний слой материала.

На молотах операции формовки производят на простых штампах за два-три удара молотом. При штамповке в керамических штампах формовка выполняется за один ход пресса.

Плоские стандартные образцы предварительно деформировались через подкладной инструмент до разных степеней ($\epsilon = 9, 18, 29$ и 40%) осадкой на прессе ДО-436 (скорость деформации $\dot{\epsilon} = 0,08$ с⁻¹) и падающем молоте МЛ-3 ($\dot{\epsilon} = 100$ с⁻¹).

Статическое растяжение проводилось на машине "Instron-1115". Усталостные испытания плоских образцов из сплавов ОТ4-1 и ВТ-20 осуществлялись при комнатной температуре на воздухе и в коррозионной среде (3-х процентный водный раствор морской соли) по "жесткой" схеме симметричного консольного изгиба частотой 25 Гц на двухпозиционной машине [2]. Микроструктура и фрактографические особенности изломов образцов изучались на оптическом и электронном уровне.

По результатам исследований получены механические характеристики материалов при статическом растяжении, кривые усталости, аппроксимируемые соответствующими уравнениями, и вероятностные кривые распределения циклической долговечности после различных режимов технологической обработки.

Анализ экспериментальных данных показывает, что влияние предварительной технологической обработки исследованных материалов на сопротивление усталостному разрушению зависит от их природы, исходного состояния, амплитуды и среды знакопеременного нагружения.

Полученные результаты свидетельствуют о преимуществе молотовой штамповки для повышения эксплуатационной надежности листовых деталей из сплава ОТ4-1 [3]. Так, например, осадка на молоте увеличивает при $\sigma_a = 450$ МПа долговечность сплава в 2,5 раза при испытании на воздухе и в 1,5 раза в среде 3%-ного водного раствора NaCl. После осадки на гидропрессе – долговечность на воздухе практически не изменяется, а в коррозионной среде уменьшается в 1,3 раза по сравнению с образцами в исходном (недеформированном) состоянии.

Предварительная осадка образцов из холоднокатаного листового сплава ВТ20 до 10% на прессе и до 10 и 20% на молоте повышает их долговечность. Так, например, при амплитуде напряжения 350 МПа, для осажённых на молоте до степени 20% долговечность поперечных образцов возрастает \sim в 5 раз, что сопровождается измельчением микроструктуры (становится дисперснее), а интерметаллидные включения более равномерно распределяются по сечению образца.

Циклическая долговечность поперечных образцов в исходном состоянии значительно ниже, чем продольных, так как в отдельных сечениях поперечных образцов имеются места скопления микросегрегатов (из-за их неравномерного распределения), играющих роль концентраторов напряжений.

При этом долговечность продольных образцов после осадки на молоте ниже (~ на 20%), чем после осадки на прессе. Это может быть связано с образованием в первом случае более дефектного слоя, вызванного большим нагревом поверхности образца в процессе предварительной деформации (из-за высокой ее скорости). В то же время долговечность деформированных на прессе и молоте продольных образцов все же выше, чем у образцов в исходном состоянии. Это может быть обусловлено тем, что в этом случае их структура становится более мелкодисперсной.

Испытания на циклическую долговечность натуральных изделий проводились при низких частотах нагружения до 12 цикл/мин. Программа испытаний на выносливость агрегатов и узлов изделий составлена Главным конструктором ГАЗиСО на основе требований действующих Норм прочности и «Инструкции по проведению лабораторных и стендовых испытаний на прочность опытных и серийных самолетов и гидросамолетов», разработанной ЦАГИ. Испытания образцов гофровых панелей на сдвиг по пульсирующему циклу и избыточным давлением осуществлялись по симметричному и пульсирующему циклу. Для оценки плоского напряженно-деформированного состояния натуральных деталей применялись фольговые тензорезисторы КФ5П1 с базой 1 и 5 мм. Их наклейка проводилась клеем ЦИАКРИН-ЭО в зонах максимальных деформаций.

Экспериментальные данные, полученные на плоских образцах, подтверждаются результатами натуральных испытаний гофровых панелей, отштампованных на гидропрессе и падающем молоте.

При этом установлено:

1 - для всех степеней предварительной пластической деформации исследованных сплавов циклическая долговечность образцов в коррозионной среде ниже, чем на воздухе, однако выше, чем в исходном (недеформированном) состоянии;

2 - высокоскоростная штамповка на молоте дает больший эффект, чем на прессе.

Список литературы

1. Пачурин Г.В. Теоретические основы повышения эксплуатационной долговечности штампованных металлоизделий: учеб. пособие/ Г.В. Пачурин, А.Н. Гуцин, В.В. Галкин и др. – Н. Новгород: НГТУ, 2006. – 173 с.
2. Пачурин Г.В. Технология комплексного исследования разрушения деформированных металлов и сплавов в разных условиях нагружения: учеб. пособие/ Г.В. Пачурин, А.Н. Гуцин, К.Г. Пачурин, Г.В. Пименов; Нижегород. Гос. Ун-т.- Н. Новгород, 2005. – 139 с.
3. Пачурин, Г.В. Повышение коррозионной долговечности и эксплуатационной надежности изделий из деформационно-упрочненных металлических материалов: учеб. пособие для студентов вузов/ Г.В. Пачурин; НГТУ,- Н. Новгород, 2005. – 132 с.

ОСОБЕННОСТИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АМОРФНЫХ СПЛАВОВ, ПОДВЕРГНУТЫХ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

Глезер А.М., Шурыгина Н.А., Пермякова И.Е., Блинова Е.Н.

Россия, ЦНИИчермет им. И.П. Бардина, shnadya@yandex.ru

PARTICULARITY CRYSTALLIZATION AND MECHANICAL PROPERTY OF AMORPHOUS ALLOY AFTER THERMAL TREATMENT

Glezer A.M., Shurygina N.A., Permyakova I.E., Blinova E.N.

It has been studied the influence on primary crystallization kinetics and structure parameters of nanocrystalline phase on microhardness of amorphous alloys. All alloys were obtained by liquid quenching. Increase of volume density of nanoparticles makes a contribution in hardening of amorphous-nanocrystalline alloy.

Эффективным методом получения объемных нанокристаллических материалов с высокими функциональными характеристиками является контролируемая нанокристаллизация аморфного состояния (АС). Существенное влияние на прочностные свойства аморфно-нанокристаллических сплавов оказывают: более высокое значение модуля Юнга выделяющихся нанокристаллических частиц («модульный» фактор упрочнения), а также структурные параметры самих наночастиц (размер частиц, их объемная плотность и объемная доля, тип кристаллической решетки), взаимодействующих с полосами сдвига («структурный» фактор упрочнения).

Целью данной работы явилось экспериментальное изучение механического поведения в зависимости от структурных параметров наночастиц на начальных стадиях перехода из аморфного состояния в кристаллическое. Объектами исследования являлись образцы пяти исходно аморфных сплавов: Fe₅₈Ni₂₅B₁₇ (сплав 1), Fe₅₀Ni₃₃B₁₇ (сплав 2), Ni₄₄Fe₂₉Co₁₅B₁₀Si₂ (сплав 3), Fe-Cr-B (сплав 4) и сплав Finemet на основе системы Fe-Si-B-Nb-Cu (сплав 5), полученные методом спиннингования расплава. Термическая обработка осуществлялась отжигом в вакууме при постоянной температуре в интервале 250-450⁰С (для сплавов 1-3), 450-520⁰С (для сплава 4) и 450-610⁰С (для сплава 5) в течение от 0,5 до 2 часов. С помощью просвечивающей электронной микроскопии были определены структурные параметры (средний размер D, объёмная плотность N_v и объёмная доля V_v) нанокристаллов, выделяющихся на стадии первичной кристаллизации.

Начальная стадия кристаллизации, при которой происходит выделение первичных кристаллов α-фазы (сплавов 1, 5) или γ-фазы (сплавы 2, 3), обнаруживается в сплаве 1 при 380⁰С, в сплаве 2 – при 360⁰С, в сплаве 3 – при 340⁰С, в сплаве 4 и 5 – при 460⁰С. В сплаве 4 реализуется эвтектический механизм кристаллизации – формирующиеся кристаллы с эвтектической фазой представляют собой бочкообразные глобулы.

В сплаве 1 при значениях V_v ≤ 0,1 отмечается заметное снижение микротвердости HV, а при более высоких значениях V_v зависимость HV(V_v) выходит на насыщение. При постоянном размере наночастиц (d = 20 нм) в сплаве 2 зависимость HV(V_v) описывается зависимостью типа $HV = K(V_v)^n$, где n = 1/3. Для сплава 3 зависимость HV(V_v) разбивается на два участка ((V_v)_{кр} = 0,2), каждый из которых аналогичен зависимости, полученной для сплава 2. Основным фактором упрочнения для этих сплавов является «структурный» фактор. Показано, что в сплаве 4 основной вклад в рост прочности (микротвердости) АС в процессе выделения эвтектической фазы вносит «модульный» фактор упрочнения.

Микротвердость HV сплава 5 постоянно растет с увеличением V_v. Установлено, что вклад в упрочнение вносят как увеличение N_v, так и увеличение D. При увеличении объемной плотности наночастиц определяющее влияние на упрочнение оказывают оба фактора: «модульный» и «структурный».

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант 09-02-00831) и программы МИНОБРНАУКИ «Научные и научно-образовательные кадры инновационной России» (проект № 2291).

МЕХАНИКА ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ СЕРОГО ЧУГУНА

Гончарова И.В., Рычков Б.А.

*Кыргызская Республика, Кыргызско-Российский Славянский университет,
goncharovaiv@mail.ru, rychkovba@mail.ru*

DEFORMATION AND FRACTURE MECHANICS OF GREY CAST IRON

Goncharova I.V., Rychkov B.A.

A model describing deformation and fracture gray cast iron is offered. It is based on the concept of slipping and loosening and used properties of the Mohr failure envelope.

Как известно, чугуны являются материалами, которым в высокой степени свойственна способность к гашению колебаний. Чугун является металлом, наименее чувствительным к концентрации напряжений.

Применение чугуна СЧ15-32 – цилиндры низкого давления паровых турбин и компрессорных машин; корпуса и рамы подшипников турбин; шестерни распределения тракторные и т.п. Поэтому несомненный интерес представляет исследование его поведения при сложном напряженном состоянии.

У полухрупких [1] материалов (типа чугунов) пределы упругости и прочности при растяжении значительно меньше, чем при сжатии. Неупругая деформация у них включает в себя остаточное изменение объема материала. Не существует единой (не зависящей от вида напряженного состояния) кривой деформационного упрочнения в каких-либо общепринятых обобщенных координатах.

В данном докладе на основе экспериментальных данных В.А. Паняева [2] предлагается модель скольжения и разрыхления, отражающая деформацию и разрушение чугуна СЧ 15-32.

При чистом кручении тонкостенного цилиндрического образца чугуна наблюдается его осевое удлинение. Учитывая большую разницу между пределами упругости на растяжение и сжатие, следует полагать, что при этом происходит плоскопластическая деформация в плоскости действия максимального касательного напряжения. Такая деформация может сопровождаться (в соответствии с гипотезой В.В. Новожилова) всесторонним разрыхлением материала. Действительно, полусумма значений максимальной ($\varepsilon_1 > 0$) и минимальной ($\varepsilon_3 < 0$) главных деформаций (измеренных в направлениях под углами $\pm 45^\circ$ к оси образца) почти точно равна зафиксированной в опыте осевой деформации ($\varepsilon_z > 0$). Последняя, следовательно, является результатом определяемой таким образом деформации разрыхления (Γ_p), т.е. $\Gamma_p = 0,5(\varepsilon_1 + \varepsilon_3) = 0,5(\Gamma_1 + \Gamma_3)$, причем Γ_1 и Γ_3 – неупругие деформации. Кроме того, в соответствии с постулируемым механизмом пластической деформации, считается, что чисто пластические составляющие неупругой деформации (Γ_1^n, Γ_3^n) связаны соотношением $\Gamma_1^n = -\Gamma_3^n$. Некоторое расхождение между расчетным значением компоненты разрыхления (Γ_p) и деформации ε_z объясняется тем, что в расчетах принято равенство модулей упругости при растяжении и сжатии. Это означает, что в рассматриваемом случае нагружения компоненты упругой деформации (e_1, e_3), также равны между собой по модулю.

Таким образом, полная деформация разделяется на упругую, чисто пластическую (не вызывающую изменения объема материала) и деформацию разрыхления. Правомочность такого разделения подтвердилась и при анализе результатов опытов на сжатие с кручением трубчатого образца.

Разрыхление возрастает при растяжении с кручением образцов (при $\sigma_1/|\sigma_3| > 1$) (достигая максимального значения при одноосном растяжении), убывает по мере увеличения отношения $|\sigma_3|/\sigma_1$ и при некотором значении этого отношения сменяется уплотнением материала, которое становится максимальным при одноосном сжатии.

Если ввести коэффициент дилатансии (λ) как отношение деформации разрыхления Γ_p к компоненте чисто пластической главной деформации Γ_1^n , то в зависимости от коэффициента Лодде-Надаи для напряжений (μ_σ) он изменяется в рассмотренных случаях нагружения по линейному закону

$$\lambda = -0,5111\mu_\sigma + 0,3421 \quad (1)$$

Причем λ не зависит от уровня напряженного состояния.

В случаях сжатия с кручением образцов, когда $|\sigma_3|/\sigma_1 = 4,9$ и $9,8$, получено: в первом случае $\lambda = 0,04$, во втором случае $\lambda = -0,06$. В обоих этих случаях $\varepsilon_1 - e_1 \approx |\varepsilon_3 - e_3|$, независимо от уровня напряжений, превышающего пределы упругости, что свидетельствует о развитии плоскопластической деформации.

В расчетах предел текучести отождествлялся с пределом упругости. Значение предела текучести (а также предела прочности) определялось из условия касания огибающей к соответствующим наибольшим кругам Мора. При этом, как и при рассмотрении горных пород [3]

вид напряженного состояния характеризовался отношением минимального к максимальному главному напряжению ($c = \sigma_3/\sigma_1$). И так же, как и для горных пород, сжимающие напряжения считались положительными. При указанных условиях на диаграмме Мора $\sigma \sim \tau$ (σ - нормальное, τ - касательное напряжения на площадках, наклоненных к главным осям) координатами огибающей будут [3]:

$$\sigma = \frac{\sigma_3 + \sigma_1 \sigma'_3}{1 + \sigma'_3}, \quad \tau = \pm \frac{\sigma_1 - \sigma_3}{1 + \sigma'_3} \sqrt{\sigma'_3}, \quad \sigma'_3 = \frac{\partial \sigma_3}{\partial \sigma_1} \quad (2)$$

Причем зависимость $\sigma_3(\sigma_1)$ может быть представлена в виде:

$$\sigma_3 = A + \sqrt{\sigma_1^2 + B^2}, \quad (3)$$

$$\text{где } A = -\frac{1}{2} \left[1 + (\sigma_c/\sigma_p)^2 \right] \cdot |\sigma_p|, \quad B = \frac{1}{2} \left[(\sigma_c/\sigma_p)^2 - 1 \right] \cdot |\sigma_p|$$

Здесь $\sigma_c > 0$, $\sigma_p < 0$ - соответственно пределы упругости (прочности) при сжатии и растяжении.

Для определения чисто пластической деформации ($\Gamma_1^n = -\Gamma_3^n$), следуя модели Леонова-Швайко, введено сопротивление сдвигу (S_{nl}) в плоскости с нормалью n в направлении скольжения l . В данном случае оно принято в виде:

$$S_{13} = \tau_{\max}^T (1 + \Psi \Gamma_{13}^n), \quad (\Gamma_{13}^n = \Gamma_1^n - \Gamma_3^n) \quad (4)$$

где τ_{\max}^T - максимальное касательное напряжение при достижении предела текучести (определяемого согласно (3)), Ψ - материальная функция.

Из условия равенства в области скольжений сопротивления сдвигу максимальному касательному напряжению имеем

$$\Gamma_1^n = \frac{B_\tau - 1}{\Psi}, \quad \text{где } B_\tau = \frac{\tau_{\max}}{\tau_{\max}^T} \quad (5)$$

Экспериментальным данным удовлетворяет степенная функция $\Psi = k(B_\tau - 1)^\alpha$, $\alpha, k - const$.

В заключении отметим, что предлагаемая модель достаточно хорошо отражает кинематику неупругой деформации и кинетику разрушения полухрупких тел. Вместе с тем она значительно проще, чем подобные модели, например [4]; ее параметры определяются по экспериментальным данным либо одноосного сжатия и растяжения, либо по данным сжатия и еще какого-либо одного исходного вида напряженного состояния.

Авторы выражают благодарность В.А. Паняеву за предоставленные первичные экспериментальные данные.

Литература

1. Леонов М.Я., Паняев В.А., Русинко К.Н. Зависимость между деформациями и напряжениями для полухрупких тел // Инж. журнал. Механика твердого тела, 1967, №6, с.26-32.
2. Паняев В.А. О деформациях и разрушении полухрупких тел/ Дисс. на соиск. учен.ст. канд.т.н. Фрунзе, 1970.
3. В.М. Жигалкин, Т.А. Лужанская, Б.А. Рычков, О.М. Усольцева, П.А. Цой О теоретическом и экспериментальном построении огибающей предельных кругов Мора//ФТПРПИ. - 2010. - №6, с.25-36.
4. Ковальчук Б.И. О деформировании полухрупких тел//Проблемы прочности. - 1982, №9. - С.51-57

СОЕДИНЕНИЕ ТВЕРДОГО СПЛАВА СО СТАЛЬЮ МЕТОДОМ ВЫСОКОВОЛЬТНОЙ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЙ КОНСОЛИДАЦИИ

Григорьев Е.Г., Джумаев П.С., Емельянова О.В.

Россия, Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», EGGrigoryev@MEPHI.RU

TUNGSTEN CARBIDE – COBALT AND STEEL JOINING BY THE METHOD OF HIGH VOLTAGE ELECTRIC PULSE CONSOLIDATION

Grigoryev E.G., Dzhumaev P.S., Emelyanova O.V.

Optimal connection parameters tungsten carbide coating to the steel were determined. Microstructure of a joining was studied by high resolution scanning electron microscope. The microhardness of a joining was measured.

Современная техника предъявляет высокие требования к износостойкости и эксплуатационной прочности биметаллического твердосплавного инструмента (пуансоны, резцы и т. д.). Работоспособность такого твердосплавного инструмента зависит как от механических свойств твердого сплава, так и от того, насколько прочно твердосплавная пластина соединяется со стальным корпусом. Соединение твердого сплава со сталью методом высоковольтной электроимпульсной консолидации (ВЭК) является весьма перспективным направлением, так как, процесс формирования твердосплавной пластины из порошкового материала совмещен с одновременным соединением ее со стальным корпусом инструмента. Кратковременность и локальность термомеханического воздействия на порошок твердого сплава без существенного нагрева стальной подложки при высоковольтной электроимпульсной консолидации позволяет получить высокопрочное соединение за счет значительного снижения величины остаточных напряжений.

Исследовано формирование покрытий толщиной 1 – 2 мм из порошка ВК-10 (ВНИИТС) на поверхность закаленной и отпущенной стали ХВГ при различных параметрах ВЭК. Экспериментально установлены оптимальные значения амплитуды высоковольтного импульса тока и приложенного механического давления для получения прочного соединения твердосплавного покрытия со сталью ХВГ. При этом плотность твердого сплава соответствует значениям горячепрессованного промышленного твердого сплава. Исследование микроструктуры поверхности зоны соединения проводилось на шлифах, полученных при поперечном разрезе образцов. Использовался высокоразрешающий растровый электронный микроскоп EVO 50 XVP производства фирмы Carl Zeiss (Германия). Перед исследованием микроструктуры проводилась механическая полировка образцов. На рис. 1 представлены фотографии микроструктуры зоны соединения.

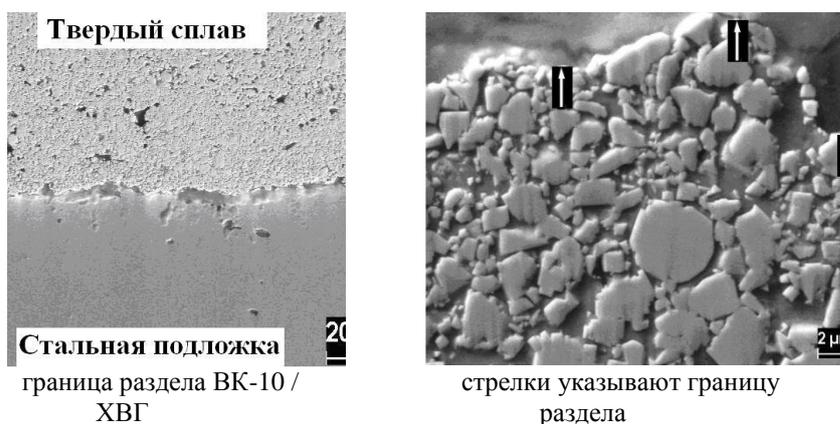


Рис. 1 Микроструктура зоны соединения твердосплавного покрытия ВК-10 и подложки из закаленной и отпущенной стали ХВГ.

Микроструктурный анализ подтвердил сохранение исходного размера зерен карбида вольфрама и отсутствие пористости на контактной поверхности между твердым сплавом и стальной

подложкой. Измерение микротвердости и твердости покрытия показало, что их значения соответствуют значениям промышленно спеченного твердого сплава ВК-10. Так, микротвердость полученного покрытия имеет значения в пределах 1428 – 1520 кг/мм². Результаты измерения микротвердости стали ХВГ показали, что в поперечном сечении подложки значения микротвердости прекращают изменяться на расстоянии 500 мк от контактной поверхности. Следовательно, зона термического влияния при высоковольтной электроимпульсной консолидации не превышает 500 мк.

DEFECT SUBSTRUCTURE EVOLUTION IN FATIGUE LOADED AND FAILED STAINLESS STEEL PROCESSED BY HIGH-INTENSITY ELECTRON BEAM

**Gromov V.E., Tang G. *, Vorobyev S.V., Ivanov Yu.F. **, Gorbunov S.V., Bessonov D.A.,
Konovalov S.V.**

Russia, Siberian State University of Industry, e-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

**China, Advanced Materials Institute, Graduate School at Shenzhen, Tsinghua University, e-mail:
tanggy@mail.tsinghua.edu.cn*

***Russia, Institute of High Current Electronics, SB of the RAS, e-mail: yufi@mail2000.ru*

One of the perspective methods of purposeful modification of the structure-phase condition of the surface layer of metals and alloys is electron-beam processing, which can control quantity of input energy, creation of a big influence area of concentrated energy flux on the processed material, has small factors of energy reflection, higher energy concentration in the volume unit of a material and, accordingly, the greater possibilities for material transition into the high-nonequilibrium condition. Electron-beam processing provides ultrahigh speeds of surface layer heating (up to 10⁶ degree/sec) to the set temperatures, formation of a limiting gradients temperature (up to 10⁷...10⁸ degree/sec) and surface layer cooling due to the heat removal into the basic material volume with speeds of 10⁴...10⁹ degree/sec. The purpose of the present work is the analysis of laws of defect and structure-phase transformation of the surface layer of 08Cr18Ni10Ti (0.08 wt. % C, 18 wt. % Cr, 10 wt. % Ni, <1 wt. % Ti) steel, processed by the electron-beam and destroyed as a result of multicyclic fatigue tests.

The mode of electron-beam processing: electrons energy $eU = 18$ keV; duration of an electron beam pulse $\tau = 50$ μ sec; quantity of impact pulses $N = 3$; frequency of pulses $f = 0.3$ sec⁻¹; electron beam energy density $E_s = 25$ J/cm². The given mode of electron-beam processing corresponded to the surface layer melting with thickness up to 5 μ m microns.

Fatigue experiments were carried out on a special device according to the scheme of a cycle asymmetrical cantilever bend. Samples destruction resulted in experimental cycle number $N = 1.8 \times 10^5$. Electron beam treatment resulted in cycles number increase until cycles failure from $N = 1.8 \times 10^5$ to $N = 6.2 \times 10^5$, it shows the durability increase up to 3.44 times.

Researches of structure-phase state of steel were carried out by the methods of optical, scanning and transmission electron diffraction (method of thin foils) microscopy electronic microscopy. Foils for diffraction electron microscopy were prepared by one-sided electrolytic thinning of the plates which were cut out with the use of electrospark method from the destroyed sample and mechanically thinned up to $h \sim 100$ μ m. The plates were cut out in parallel to the sample face. The structure gradient research of steel was carried out by the foils analysis, situated at the distance of 10 and 80 μ m microns from the face and the foils, received from the layer adjoining to the face. Thin places were received at the minimum possible distance from the surface of sample destruction. The quantitative analysis of the steel structure was carried out using methods of stereology and quantitative electronic microscopy; the phase analysis of the steel was carried out by the indexing of the micro-electron-diffraction patterns with obligatory use of dark-field techniques. The error of a single determination of scalar dislocation density, grain volume occupied by microtwins, mid-sized areas of small misorientation angle of substructure, azimuthal component of the misorientation angle of substructure elements, bend extinction contours of mean density, bend extinction contours of mean width, mid-sized and density of carbide particles does not exceed 10% of the measures value.

The investigated steel in its initial condition (before the electron-beam processing) is a polycrystalline material with mid-sized grains 19.6 μ m. The intragranular structure (further on substructure) is presented by

microtwins and dislocations. In the grain one system of microtwins is dominant. The average volume of the material occupied by microtwins, is ~ 0.15 . Dislocations form a reticular substructure; scalar density of dislocations is $\sim 5 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$. The phase structure of the steel is characterized by presence of carbide particles of $M_{23}C_6$ type (carbide particles on the basis of chrome composition $(Cr, Fe)_{23}C_6$). The particles having globular form are distributed chaotically in the grain volume, and junctions of grains boundaries. The average size of particles is 167 nm (the size of real particles changes within limits from 30 to 430 nm). The particles along the grains borders have the form of interlayers. In some cases extended lines of particles (lines of dendritic segregation) are observed.

Electron-beam processing of 08Cr18Ni10Ti steel in the mentioned above mode leads to the surface layer melting. High-speed steel crystallization is accompanied by structure formation of cellular crystallization, revealed by the methods of scanning and transmission electron microscopy. Crystallization cells have a homaxonic form, the average sizes of cells $D = 319.6 \pm 83.7 \text{ nm}$ (the size of real cells changes within the limits from 147 nm to 588 nm). In the junctions and along the cell borders inclusions of the second phase, namely, titan carbide particles of the composition TiC and, less often, particles of $Cr_{15}Fe_9$ are situated. Particles have a round form, the average sizes of particles are 18.5 nm (the sizes of real particles change within limits from 3.0 to 50 nm). In the cell volume of crystallization the chaotically distributed dislocations are found. Scalar density of dislocations is $3.6 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$.

It is possible to conclude that electron-beam processing prompts the surface layer hardening (the layer thickness $\sim 10 \mu\text{m}$) of 08Cr18Ni10Ti steel that is caused by reduction in grain size, increase in scalar dislocation density and the grain volume occupied by microtwins, decrease in the size and misorientation angle increase of substructure areas, decrease in average width of a bend extinction contour. Besides, it is necessary to notice the fact of essential (in ~ 2.5 times) density reduction of bend extinction contour that unequivocally proves the decrease in density of stress concentrators in the surface layer.

Fatigue loading of the steel does not led to destruction of the given structure. Crystallization cells have an equiaxed form, the average sizes of cells $D = 368.4 \text{ nm}$ that is slightly more than the sizes of steel cells irradiated by electron beam. In the cells volume of crystallization chaotically distributed dislocations with scalar density of $1.7 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ are observed. Along the cells boundaries titan carbide particles of TiC composition and particles of $Cr_{15}Fe_9$ are situated. Particles have a round form, the average sizes of particles are 50 nm (the real particle sizes change within limits from 16.5 to 66.5 nm) that is in ~ 2.8 times more than the average particle sizes before fatigue tests. Microtwins in crystallization cells are not revealed.

The layer with structure of cellular crystallization is situated next to the layer with polycrystalline structure. In the grain volume microtwins of deformation origin and dislocation substructure are observed.

If before the deformation there was a dislocation substructure in the form of chaos and grids in the grains, then after destruction along with the chaos and grids dislocation bundles, broken subboundaries and dislocation cells of various degree of perfection. The average cell sizes are $294.2 \pm 75 \text{ nm}$. Further from the face of the sample the quantity of dislocation substructures decreases rapidly. In the layer, located at the depth of $10 \mu\text{m}$, there are only cells and grids; at the depth of $80 \mu\text{m}$ – grids.

Plates of microtwins in the investigated steel layers, as a rule, are broken into misoriented areas. It is pointed by the black and white contrast of the given areas and bundles on the micro-electron-diffraction pattern. The quantitative analysis of the steel structure shows that with the distance increase from the face of the destroyed sample the mid-sized areas of misorientation decrease accordingly, and the average size of the azimuthal component of the misorientation angle in these areas increases.

The electron-beam processing and the subsequent fatigue loading of the steel leads to formation in the material of internal stress fields which are shown in the form of bend extinction contours. The key parameters of bend extinction contours, defined by the electron microscope images of steel structure, are the contour width and density (number of contours in one unit of the image area). The first parameter is connected with size of the internal stress fields, the second one characterizes the quantity of sources of stress fields formed in the steel.

It is shown that the maximum quantity of bend extinction contours is observed in the steel layer located at the distance of $\sim 10 \mu\text{m}$ from the sample face. Hence, at the given depth there is a maximum quantity of sources of internal stress fields. At the same distance from the sample face contours with rather small cross-section sizes are found. As a rule, the cross-section sizes of bend extinction contours are due to the sizes of internal stress fields formed in the material; and the less contour thickness is, the higher is the amplitude of internal stress fields. Thus, in the investigated material at the depth of $\sim 10 \mu\text{m}$ the layer

characterized by the higher concentration of sources of internal stress fields with relatively high level of their amplitude is formed.

In the steel of initial condition there are particles of carbide $M_{23}C_6$ of average sizes 167.0 ± 100.0 nm. Electron-beam processing led to dissolution of carbide particles $M_{23}C_6$ located in the surface layer. Steel cycling leads to dissolution of particles located at the depth of ~ 10 μm . In the layer located at the depth of ~ 80 μm carbide particles $M_{23}C_6$ remain. Their average sizes are 151.7 ± 43.0 nm (the sizes of real particles change within limits from 66.5 nm to 300 nm). Simultaneously with dissolution of carbide particles $M_{23}C_6$ fatigue loading is accompanied by deformation aging of 08Cr18Ni10Ti steel when titan carbide particles of composition TiC are formed in the grain volume. The average sizes of titan carbide particles rise as the distance from the face increases and change within limits from 18.5 nm in the surface layer to 30.5 nm at the depth of ~ 80 μm . At the same time with increase of the average sizes of titan carbide particles there is a decrease in their average density (increased distance between particles). All these factors, obviously, indicate that in the result of the processes in the steel surface layer (layer thickness is ~ 80 μm) release and coagulation of titan carbide particles located in the grain volume of γ -phase take place.

The authors would like to gratefully acknowledge the support of MES of Russia (Contract No. 02.740.11.0538).

СОПРОТИВЛЕНИЕ УСТАЛОСТИ НА ВОЗДУХЕ И В КОРРОЗИОННОЙ СРЕДЕ ДЕФОРМИРОВАННЫХ ЛИСТОВЫХ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

Гущин А.Н., Пачурин Г.В., Власов В.А.

*Россия, Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева
E-mail.: PachurinGV@mail.ru*

THEORETICAL FOUNDATIONS OF INCREASING DURABILITY OF CORROSION OF DEFORMATION-HARDENED CONSTRUCTION MATERIALS

Pachurin GV

This paper presents the results of a study influence the degree of preliminary plastic deformation on the cyclic durability of low-carbon steels.

Для оценки работоспособности металла в разных условиях эксплуатации кроме параметров статической прочности и пластичности необходимо располагать характеристиками выносливости с учетом различных факторов, например, видов и режимов технологической обработки, а также среды испытания.

В настоящей работе представлены результаты усталостных испытаний на воздухе и в коррозионной среде (3%-ный водный раствор морской соли) широко применяемых в автомобильной промышленности низкоуглеродистых листовых сталей 08кп, 08Ю, 08ЮА, 08ГСЮТ и 07ГСЮФТ после предварительной пластической деформации в диапазоне от 0 до 29%. Предварительная деформация образцов осуществлялась при комнатной температуре растяжением на разрывной машине «INSTRON» со скоростью деформации $2 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ и осадкой на прессе со скоростью деформации 10^{-1} c^{-1} .

По результатам испытания плоских образцов получены механические характеристики материалов при статическом растяжении, построены кривые усталости, и сравнительные вероятностные кривые распределения циклической долговечности на воздухе и в коррозионной среде.

Анализ полученных данных показывает, что с ростом степени предварительной деформации $\epsilon_{\text{пр.д.}}$ материалов, их предел текучести $\sigma_{0,2}$ и условный предел прочности σ_b возрастают, а показатели пластичности (относительные удлинение δ и сужение ψ) снижаются тем значительней, чем ниже энергия дефектов упаковки (э.д.у.) материала. При этом кривые упрочнения для каждого материала располагаются тем выше и положе, чем больше степень и скорость их пластической деформации.

Холоднокатаная сталь 08кп на воздухе имеет ограниченный предел выносливости на базе 10^6 циклов в 1,9 и 1,7 раза выше, чем у горячекатаных сталей 07ГСЮФТ и 08ГСЮТ, соответственно.

Коррозионная среда снижает ограниченный предел выносливости (база 10^5 циклов) в 1,8 и 1,6 раза у сталей 07ГСЮФТ и 08ГСЮТ, соответственно, против стали 08кп.

После деформации на 29% ограниченный предел выносливости на этой же базе снижается в 1,05 у стали 08кп и в 1,3 и 1,1 раза, соответственно, у сталей 07ГСЮФТ и 08ГСЮТ, однако для стали 08кп остается все-таки в 1,2 раза выше, чем у низколегированных сталей. Хотя эти стали и имеют более высокие значения пределов прочности и текучести, чем сталь 08кп, сопротивлением же усталости (на базе 10^6 циклов) обладают более низким – в 1,6 и 1,4 раза соответственно. Таким образом, сталь 08кп показывает более стабильные и превосходящие сталей 07ГСЮФТ и 08ГСЮТ параметры сопротивления усталостному разрушению. В коррозионной среде после осадки на 29 % ограниченный предел выносливости стали 08кп (база 10^5 циклов) выше в 1,34 и 1,11 раза, чем у сталей 07ГСЮФТ и 08ГСЮТ, соответственно.

Структура стали 08кп состоит из феррита с небольшим количеством перлита, а характер усталостного разрушения образцов испытанных на воздухе в основном вязкий. Низколегированные стали 08ГСЮТ и 07ГСЮФТ имеют карбидные включения [1], которые препятствуют движению дислокаций и приводят к повышению прочностных свойств при статическом растяжении. Однако карбидные включения являются также источниками образования микротрещин при растяжении, что отрицательно сказывается на параметрах пластичности. Под действием циклических нагрузок эти трещины активируют развитие процессов усталостного разрушения и инициируют продольное растрескивание образцов, а следовательно способствуют понижению их долговечности. Поэтому независимо от режимов предварительной технологической обработки образцы из стали 08кп, имеют более высокое сопротивление усталости, чем низколегированные стали 08ГСЮТ и 07ГСЮФТ.

Предварительная деформация осадкой холоднокатаной стали 08Ю на 12% при высоких напряжениях, например при $\sigma_a = 250$ МПа, снижает долговечность в 1,37 раза при испытании на воздухе и незначительно увеличивает (в 1,02 раза) в коррозионной среде. При пониженных уровнях амплитуд нагружения (например, при $\sigma_a = 150$ МПа) деформация 12% сказывается на долговечности холоднокатаной стали 08Ю в различных средах испытания неоднозначно: на воздухе более резко снижается (в 1,42 раза), чем в 3%-ном водном растворе морской соли.

При этом если в холоднокатаном состоянии долговечность стали 08Ю в коррозионной среде уменьшается по сравнению с испытанием на воздухе в 2,2 раза (при $\sigma_a = 150$ МПа), то после осадки на 12% - лишь в 1,95 раза (при этом же напряжении).

В результате усталостных испытаний на воздухе стали 08ЮА установлено, что с увеличением степени предварительной деформации растяжением предел усталости σ_{-1} на базе испытаний $N = 10^7$ циклов изменяется неоднозначно.

Так, например, предварительная деформация растяжением до $\varepsilon_{\text{пд}} = 2,5\%$ снижает предел выносливости по сравнению с недеформированными образцами на 15%, что может быть связано с возникновением повреждаемости в наиболее слабых поверхностных зернах металла, характером и уровнем внутренних остаточных напряжений, степенью неоднородности пластической деформации [3]. Дальнейший рост степени предварительной деформации приводит к увеличению σ_{-1} , значение которого достигает максимума $\sigma_{-1} = 197$ МПа при $\varepsilon_{\text{пд}} = 15\%$, не превышающего значения предела усталости недеформированных образцов $\sigma_{-1} = 200$ МПа. При этом следует отметить, что с увеличением $\varepsilon_{\text{пд}}$ снижается деформационная способность предварительно деформированных образцов и повышается интенсивность накопления усталостных повреждений с уменьшением амплитудного напряжения цикла σ_a .

В работе также были построены кривые изменения относительной стрелы прогиба образца при усталости, позволяющие получить дополнительную информацию о накоплении циклических повреждений [4]. Установлено, что предварительная пластическая деформация приводит к монотонному снижению длительности продолжительность периода до зарождения усталостной трещины и при степени предварительной деформации более 5% долговечность образцов в большей степени определяется длительностью стадии роста усталостной трещины с момента ее раскрытия [5].

Выводы

1. Исследовано и установлено влияние объемной пластической деформации с разной степенью на циклическую долговечность низкоуглеродистых сталей на воздухе и 3 %-ном водном растворе морской соли.
2. Установлено, что влияние предварительной деформации на циклическую долговечность и ограниченный предел выносливости и на воздухе и в коррозионной среде носит немонотонный

характер и зависит от структуры материала, технологии обработки и амплитуды знакопеременного нагружения. При этом предварительная деформация в пределах равномерной обуславливает повышение сопротивления коррозионной усталости.

3. По кинетическим диаграммам усталостного разрушения дана оценка изменения долговечности от величины скорости процесса циклического упрочнения. Установлено соотношение длительности периодов усталости в зависимости от степени предварительной деформации растяжением при заданном амплитудном напряжении цикла.

Список литературы

1. Пачурин Г.В. Повышение коррозионной долговечности и эксплуатационной надежности изделий из деформационно-упрочненных металлических материалов. – Н. Новгород: НГТУ, 2005. – 132 с.
2. Пачурин, Г.В. Технология комплексного исследования разрушения деформированных металлов и сплавов в разных условиях нагружения / Г.В. Пачурин и др. – Н.Новгород: НГТУ, 2005. – 138 с.
3. Пачурин Г.В., Гусякова Г.П. Оптимизация режимов технологической обработки с целью повышения сопротивления коррозионно-усталостному разрушению металлических материалов. - Нижний Новгород: ВСНТО Машпром, 1991. - 72с.
4. Гущин А.Н., Пачурин Г.В. Эксплуатационные свойства штампованной низкоуглеродистой стали марок 08Ю и 08ЮА // Вестник машиностроения. 2009, №7. С. 34-38.
5. Гущин А.Н., Пачурин Г.В. Анализ закономерностей усталостного разрушения сварных соединений из титана по изменению относительной стрелы прогиба образца // Упрочняющие технологии и покрытия. 2006. № 5. С. 39-42.

К ВОПРОСУ ПОВЫШЕНИЯ УСТАЛОСТНОЙ ПРОЧНОСТИ И ДОЛГОВЕЧНОСТИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ТИТАНА

Гущин А.Н.

Россия, Нижегородский государственный технический университет им. Р. Е. Алексеева

E-mail: gushinnngu@yandex.ru

TO THE QUESTION OF INCREASE OF FATIGUE DURABILITY AND DURABILITY OF WELDED CONNECTIONS FROM TECHNICALLY PURE TITAN

Gushchin A.N.

Laws of change of parameters of fatigue failure from structurally-mechanical heterogeneity and a structural condition are established at thermal and processing of welded connections from technically pure titan

Сварка приводит к образованию шва и зон термического влияния и как следствие - к структурно-механической неоднородности, которая во многом определяет поведение сварных соединений при статическом и циклическом нагружении.

В работе представлены результаты исследований изменения структурного состояния, механической неоднородности, возможности реализации условия равнопрочности при статическом и циклическом нагружении сварных Т-образных соединений из технически чистого титана ВТ1-0, имитирующих элементы конструкций искусственных клапанов сердца, воспринимающих максимальные циклические нагрузки при эксплуатации, в зависимости от исходного состояния металла до сварки и режимов термической обработки сварных соединений. При этом усталостные испытания осуществлялись знакопеременным циклическим изгибом в физиологическом растворе Рингера-Локка на установке, позволяющей регистрировать изменение прогиба образца в процессе нагружения [1]; термическая обработка и электронно-лучевая сварка проводились в вакууме (остаточное давление $133 \cdot 10^{-4} - 135 \cdot 10^{-5}$ Па).

Установлено, что прочностные свойства сварных образцов и их способность сопротивляться действию циклических нагрузок ниже, чем исходного предварительно деформированного металла. Структура сварных соединений состоит из четырех характерных участков: собственно шва, околшовной крупнозернистой зоны (средний условный диаметр зерна $d \sim 820$ мкм), участка

рекристаллизации ($d \sim 10 - 17 \mu\text{м}$) и основного металла. При этом микротвердость участка рекристаллизации (разупрочнения) составляет $\sim 1500 \text{ МПа}$, что меньше по сравнению с околосшовной зоной и основным металлом соответственно в 1,8 и 1,9 раза. Выявленная структурно-механическая неоднородность по длине сварных соединений обуславливает локализацию пластической деформации и разрушения при статическом и циклическом нагружении по участку разупрочнения.

Условие равнопрочности сварного соединения для нашего случая имеет вид [2]:

$$\chi_{\phi} \leq \chi_{\text{В}} = 1/3\sqrt{3}(K_1 - \pi/4) \quad (1)$$

Здесь $\chi_{\phi} = h/d_0$, где $d_0 = 2 \text{ мм}$, $h = 1,5 \text{ мм}$ соответственно диаметр образца и длина участка разупрочнения; $K_1 = H_{\text{О.М.}}/H_{\text{З.Т.В.}}^{\text{мин}}$ - коэффициент механической неоднородности ($H_{\text{О.М.}}$, $H_{\text{З.Т.В.}}^{\text{мин}}$ - микротвердость основного металла и минимальная микротвердость зоны термического влияния соответственно). В нашем случае условие равнопрочности не выполняется, так как χ_{ϕ} и $\chi_{\text{В}}$ соответственно равны 0,75 и 0,173.

С целью варьирования структурного состояния сварных образцов деформированная волочением на 55% титановая проволока до сварки подвергалась отжигу в интервале температур $450 - 700^{\circ}\text{С}$. После сварки образцы также отжигались в температурном интервале $400 - 900^{\circ}\text{С}$.

Результаты исследований показали, что по структурному состоянию и характеру изменения микротвердости по длине зоны термического влияния сварные образцы можно разделить на две группы:

- образцы, структура которых состоит из шва, участка рекристаллизации (разупрочнения) и основного металла. Средняя условная величина зерна участка разупрочнения $d \sim 10 - 17 \mu\text{м}$, коэффициент механической неоднородности $K_1 = 1,08 - 1,9$, $\chi_{\phi} = 0,75 = \text{const}$. Разрушение при статическом растяжении и знакопеременном циклическом изгибе происходит по участку разупрочнения;

- образцы, в структуре которых отсутствует участок рекристаллизации, вносимый сваркой. Разрушение при статическом растяжении и знакопеременном циклическом изгибе происходит по основному металлу, средняя условная величина зерна которого (в зависимости от режимов термической обработки) составляет $d \sim 11,5 - 103 \mu\text{м}$. При этом смещение усталостного разрушения на некоторое расстояние от околосшовной зоны можно объяснить тем, что вследствие механической неоднородности $K_2 = H_{\text{О.З.}}/H_{\text{О.М.}} = 1,12 - 1,45$ ($H_{\text{О.З.}}$ - наибольшее значение микротвердости околосшовной зоны) напряженное состояние основного металла, прилегающего к более прочной околосшовной зоне, приобретает объемный характер и сдерживает развитие пластических деформаций при циклическом нагружении [2].

Экспериментальные зависимости характеристик усталости сварных соединений от $\chi_{\text{В}}$ показывают, что с увеличением $\chi_{\text{В}}$, т.е. по мере реализации условия равнопрочности, когда создаются более благоприятные условия для вовлечения в пластическую деформацию большего объема металла, предел усталости σ_{-1} на базе испытаний 10^7 циклов возрастает по линейному закону:

$$\sigma_{-1} = 149 + 115\chi_{\text{В}} \quad (2)$$

а значения показателей уравнений левой β_1 и правой β_2 ветвей кривых усталости монотонно снижаются, и в функции $\chi_{\text{В}}$ аппроксимируются уравнениями:

$$\beta_1 = 0,2421 \exp(-0,1334\chi_{\text{В}}), \quad (3)$$

$$\beta_2 = 0,0619 \exp(-1,3054\chi_{\text{В}}) \quad (4)$$

Усталостные характеристики образцов второй группы определяются как механической неоднородностью K_2 , так и величиной зерна основного металла d : уменьшение этих параметров приводит к повышению предела усталости σ_{-1} и снижению показателей β_1 и β_2 . Эти зависимости аппроксимируются уравнениями:

$$\sigma_{-1} = 140 + 11(K_2^{-1}d^{-1/2}), \quad (5)$$

$$\beta_1 = 0,3919 \exp[-0,1545(-K_2^{-1}d^{-1/2})], \quad (6)$$

$$\beta_2 = 0,0728 \exp[-0,0913(-K_2^{-1}d^{-1/2})] \quad (7)$$

Таким образом, для предварительной оценки усталостных характеристик при изготовлении сварных соединений необходимо оценить вид механической неоднородности (K_1 или K_2).

В случае механической неоднородности K_1 - проверить возможность реализации условия равнопрочности по соотношению (1). Если данное соотношение не выполняется и при изменении исходного структурного состояния металла до сварки $\chi_\phi \approx \text{const}$, а структурное состояние участка разупрочнения меняется слабо, то при проведении термической обработки необходимо стремиться к снижению механической неоднородности.

В случае механической неоднородности K_2 необходимо при назначении режима термической обработки оценить возможность получения минимальной величины зерна разупрочненного металла при минимальном значении K_2 , то есть оценить возможность получения наибольшего соотношения $K_2^{-1}d^{-1/2}$.

Литература

1. Пачурин Г.В., Гущин А.Н. Технология комплексного исследования разрушения деформированных металлов и сплавов в разных условиях нагружения. - Н. Новгород, 2005. - 139 с.
2. Решетов А.Л., Клыков Н.А. Влияние неоднородности механических свойств на предел усталости сварных соединений с мягкой прослойкой // Автоматическая сварка.- 1975. - № 4. С.8-11.

ВЛИЯНИЕ КРИТИЧЕСКИХ ДЕФЕКТОВ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СУБМИКРОННОГО ТВЕРДОГО СПЛАВА WC-8%Co-1%Cr₃C₂

Дворник М.И., Зайцев А.В, Ершова Т.Б.

*Россия, Учреждение Российской академии наук – Институт материаловедения Хабаровского научного центра Дальневосточного отделения Российской академии наук.
Махxxx80@mail.ru, alex-im@mail.ru, imdvo@fe.ru.*

Dvornik M.I., Zaytsev A.V., Ershova T.B.

In this work the researches of transverse rupture strength of submicron hard alloy WC-8%Co-1%Cr₃C₂ samples with different defects is made. Content of defects was regulated by changing of temperature (1400°C and 1350°C) in vacuum and by realisation of additional carbonisation during heating process. Strength and hardness of the lot of samples with minimal defect content reaches 1640 MPa and 90,5 HRA accordingly.

В последнее время наблюдается повышенный интерес со стороны исследователей и производителей к субмикронным, ультрамелкозернистым и наноструктурным твердым сплавам из-за их еще более высоких значений твердости [1]. Однако вопрос о прочности таких сплавов остается открытым. Одни исследователи показывают, что прочность ультрамелкозернистых и субмикронных твердых сплавов достигает 3000-5000 МПа [2], в то время как другие исследователи показывают что прочность таких сплавов не превышает 1500 МПа [3]. Как известно из литературных данных значительное влияние на прочность твердых сплавов оказывают дефекты [4]. Именно влияние дефектов (поры, включения свободного углерода, η-фаза), которые появляются при использовании традиционной технологии спекания, на прочность субмикронных твердых сплавов все еще остается неисследованным, а, следовательно, вопрос о возможности повышения прочности таких твердых сплавов остается актуальным. Целью данной работы является определение влияния дефектов на прочность субмикронного твердого сплава и выявление возможностей повышения его прочности.

В данной работе приготовление компактных образцов (WC-8%Co-1%Cr₃C₂) для спекания осуществлялась согласно общепринятой технологии. Спеканием в различных условиях были созданы 4 партии по 9 образцов твердого сплава. Партия №1: Максимальная температура °C (t_{\max}) -1400; Время

выдержки в потоке СО (мин) (t_{CO}) – 0; Время гомогенизирующей выдержки (мин) (t_{hom}) – 0. Партия №2: t_{max} – 1400; t_{CO} – 60; t_{hom} – 0. Партия №3: t_{max} – 1400; t_{CO} – 30; t_{hom} – 30. Партия №4: t_{max} – 1350; t_{CO} – 30; t_{hom} – 30.

Основными дефектами, которые формируются при традиционном спекании являются включения η -фазы (рис. 1а), поры (рис. 1б) и свободного углерода. В работе установлено, что при пониженной температуре спекания (1350 °С), в субмикронном твердом сплаве остаются поры размером до 270 мкм. Твердый сплав с такими порами обладает низкой прочностью (700 МПа) и твердостью (88HRA), несмотря на малый размер зерна (0,6 мкм). Увеличение температуры до 1400°С

позволяет сократить пористость до 1,4-2 % и размер максимальных пор до 10-20 мкм при увеличении размера зерна до 0,8 мкм. Включения η -фазы объемом 0,3% образуются при спекании субмикронного твердого сплава из-за обезуглероживания нанодисперсных порошков WC-Co. Из-за наличия η -фазы прочность субмикронного твердого сплава остается низкой (880 МПа), несмотря на малый размер пор (10-30 мкм). Предварительная выдержка в потоке СО при 700°С в течении часа позволяет провести управляемое восстановление фазового состава до WC-Co.

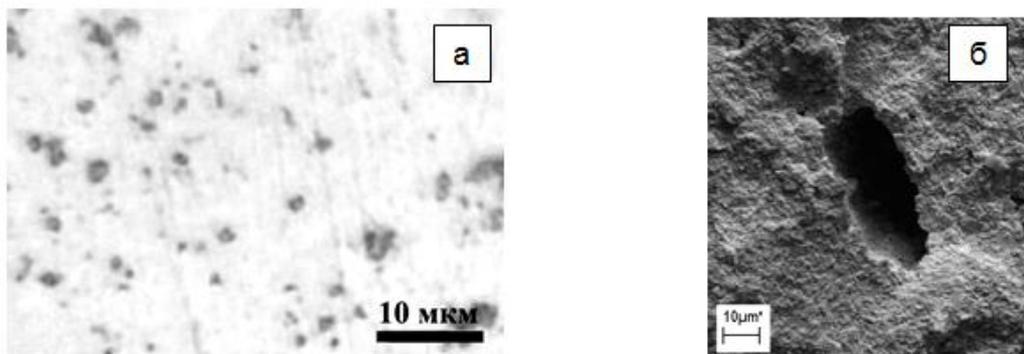


Рис 1. Дефекты в структуре полученных сплавов: а) включения η -фазы; б) пора.

Сформированные при выдержке включения свободного углерода объемом 0,3% ограничивают твердость до 89HRA и прочность до 1560 МПа. Сокращение времени выдержки в СО и дополнительная гомогенизирующая выдержка при 700°С позволяют снизить содержание η -фазы и свободного углерода до 0,1% за счет перераспределения углерода. Прочность и твердость этого субмикронного твердого сплава составляют 1640 и 90,5HRA соответственно. Данный сплав превосходит по сочетанию прочности и твердости аналоги созданные традиционным спеканием (Таблица 1.), что показывает дальнейшие перспективы повышения прочности за счет уменьшения размеров дефектов при совершенствовании методики спекания.

Таблица 1. Сравнение свойств твердых сплавов.

источник	Химический состав, масс %		Прочность на изгиб (МПа)	Микро-Твердость (ГПа)	Твердость (HRA)	Средний размер зерна WC (мкм)
	Содержание кобальта	Ингибиторы роста зерна				
Экспериментальный сплав (партия № 3)	8	1 Cr ₃ C ₂	1640	16,8	90,5	0,8
ВК6ОМ ГОСТ 3882-74	6	-	1270	-	90,5	~1
ВК10ХОМ ГОСТ 3882-74	10	0,8 Cr ₃ C ₂	1470	-	89,0	~1

Работа выполнена при поддержке гранта ДВО РАН №11-III-B-04-045

Литература

1. G. Gille, B. Szesny, K. Dreyer, H. van den Berg, J. Schmidt, T. Gestrich, G. Leitner. Submicron and ultrafine grained hardmetals for microdrills and metal cutting inserts. International Journal of Refractory Metals & Hard Materials, 2002, 20, p. 3–22.
2. Tamotsu Fukatsu, Keiichi Kobori, Mitsuo Ueki. Micro-grained cemented carbide with high strength. International Journal of Refractory Metals & Hard Materials, 1991, vol. 10 issue 2, p. 57-60.

3. Mu-Jen Yang and Randall M. German. Nanophase and superfine cemented carbides processed by powder injection molding. International Journal of Refractory Metals & Hard Materials, 1998, 16, p. 107-117.
4. Hisashi Suzuki and Kozi Hayashi. The Strength of WC-Co Cemented Carbide in Relation to Structural Defects// Transactions of the Japan Institute of Metals, 1975, Vol.16 No.6, p. 353-360.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ СПЛАВА АК 12 ПРИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ПЕРЕМЕННЫХ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫХ ПОЛЕЙ

Демидов А.А., Кавицкий И.М., Гвоздев А.Е., Мясникова Л.В.

Россия, Тульский государственный университет, antondevidov@gmail.com

REGULARITIES OF CHANGES IN THE STRUCTURE OF THE ALLOY AK 12, WITH CRYSTALLIZATION UNDER THE INFLUENCE OF ALTERNATING MAGNETIC FIELDS

Demidov A.A., Kavitsky I.M., Gvozdev A.E., Myasnikova L.V.

Numerous studies have shown that exposure to alloys of variable physical fields influence the structure and properties of the material, when they are in liquid and solid phase. While studies have shown that the kinetics of crystallization of alloys can be affected by electromagnetic waves having a frequency with respect to which the natural frequency of vibration of atoms at least one of the chemical elements in the alloy, is a multiple. In processing the alloy by electromagnetic field in the process of crystallization is present skin-effect, namely, that the electric current at high frequencies is on the sample surface and has no effect on its central part. Pattern silumin during the crystallization process can be controlled exposure to electromagnetic oscillations having a frequency with respect to which the natural frequency of vibration of atoms at least one of the chemical elements in the alloy, is multiple.

Многочисленные исследования показали, что воздействие на сплавы переменными физическими полями оказывает влияние на структуру и свойства материала, когда они находятся в жидкой и твердой фазе.

В работах [1, 2] было доказано, что на кинетику кристаллизации сплавов можно воздействовать электромагнитными колебаниями, имеющими частоту, по отношению к которой собственная частота колебаний атомов хотя бы одного из химических элементов, входящих в состав сплава, является кратной. В ходе данных исследований была определена частота, по отношению к которой собственная частота колебаний алюминия является кратной и частота, по отношению к которой собственная частота колебаний кремния является кратной. Для алюминия эта частота равна $4,57 \cdot 10^{-11}$ Гц, для кремния – $2,44 \cdot 10^{-11}$ Гц.

С использованием двух генераторов на образцы воздействовали переменными электромагнитными полями. При изучении воздействия электромагнитного поля на образец в процессе кристаллизации продолжительность обработки составляла 3–4 минуты, начиная от момента заливки модели жидким металлом. Этого времени достаточно для полной кристаллизации образца.

Микроструктура всех исследованных образцов состоит из светлой фазы – кремния, темной фазы – алюминия и серой фазы, представляющей собой эвтектику.

Первичный кремний в контрольных образцах, закристаллизовавшихся без воздействия электромагнитного поля, имеет игольчатую форму.

При обработке сплава электромагнитным полем в процессе кристаллизации присутствует скин-эффект, заключающейся в том, что электрический ток при высоких частотах проходит по поверхности образца и не воздействует на его центральную часть.

На рисунке 1 приведена микроструктура края образца обработанного частотой 2440 КГц, а на рисунке 2 приведена микроструктура центра того же образца.

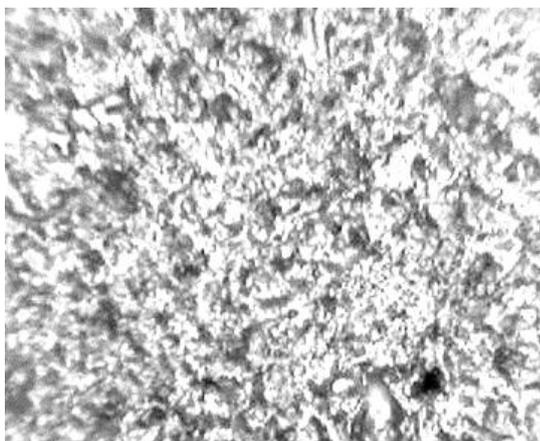


Рисунок 1 – Микроструктура края образца из силумина, обработанного в процессе кристаллизации электромагнитным полем частотой 2440 КГц, $\times 500$.

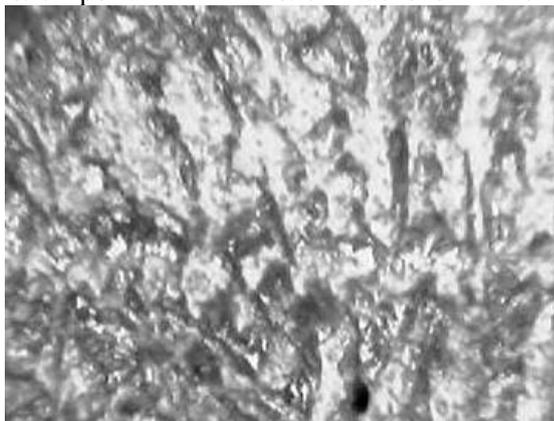


Рисунок 2 – Микроструктура центра образца из силумина, обработанного в процессе кристаллизации электромагнитным полем частотой 2440 КГц, $\times 500$.

Как следует из сравнения микроструктур, в поверхностном слое образцов наблюдается мелкая равновесная структура, а в центральной части образца наблюдается крупные дендриты. Структура центральной части идентична структуре сплава в исходном состоянии.

Воздействие переменными электромагнитными полями на расплав силумина путем пропускания электрического тока через образец в процессе кристаллизации оказывает существенное влияние на процесс кристаллизации уже при малой мощности поля.

При обработке сплава электромагнитным полем в процессе кристаллизации присутствует скин-эффект, заключающийся в том, что электрический ток при высоких частотах проходит по поверхности образца и не воздействует на его центральную часть.

Структурообразованием силумина в процессе кристаллизации можно управлять воздействием электромагнитными колебаниями, имеющими частоту, по отношению к которой собственная частота колебаний атомов хотя бы одного из химических элементов, входящих в состав сплава, является кратной.

Список литературы

1. Демидов А.А., Кавицкий И.М., Гвоздев А.Е., Стариков Н.Е. Влияние обработки переменным электрическим током на прочность силумина и величину скин-слоя // ТАИИ, Вестник тульского артиллерийского инженерного института. – 2010. – № 1. – С. 207–213.
2. Кавицкий И.М., Рушаник Б.А., Демидов А.А. Механизм воздействия модификаторов при структурообразовании высокопрочного чугуна с шаровидным и вермикулярным графитом // Литейщик России. – 2008. – № 10. – С. 25–29.

СТРУКТУРНЫЕ ПРИЧИНЫ ШИФЕРНОГО ИЗЛОМА СТАЛИ 12ГБА В СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СОСТОЯНИИ

Деревягина Л.С., Заточная Л.В.

Россия, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, e-mail: lsd@ispms.tsc.ru

STRUCTURAL REASONS OF SLATY FRACTURE OF STEEL 12GBA IN SUB MICRO GRAIN CONDITION

Derevyagina L.S., Zatochnaya L.V.

Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS

Annotation. The structure of steel 12GBA after multi-axial isothermal forging was studied and the possible structural reasons of slaty fracture were analyzed.

Введение

Низкоуглеродистые малолегированные стали широко применяются в качестве трубных сталей. Они должны удовлетворять ряду жестких требований: обладать повышенной прочностью, малой склонностью к хрупкому разрушению, а также коррозионной стойкостью и хорошей свариваемостью. Известно, что механизм упрочнения стали, при котором одновременно повышаются прочностные свойства материала, ударная вязкость и снижается порог хладноломкости, осуществляется за счет диспергирования структуры. В связи с этим интерес исследователей повышен к обработке стали методами интенсивной пластической деформации (ИПД). Авторы [1] сообщают об увеличении энергоемкости изломов СМК стали марки 09Г2С после равноканального углового прессования (РКУП). Однако не всегда ИПД обработка материала повышает вязкость разрушения [2]. В общем случае, характер воздействия ИПД на вязкость разрушения материалов неоднозначный и необходимо дальнейшее изучение этого вопроса

Зеренно-фазовое состояние и механические свойства низкоуглеродистых сталей с субмикроструктурной (СМК) структурой исследовали во многих работах. Авторы [1] отмечают, что изломы образцов стали после РКУП обработки характеризуются наличием вырывов (синонимы: «расслоения», «расщепления» «шиферность»). Шиферность изломов образцов стали 12ГБА в СМК состоянии наблюдали в работе [3]. Ответ на вопрос о влиянии шиферности на вязкость неоднозначный. Из литературы известно, что наличие шиферности может приводить как к повышению, так и понижению вязкости разрушения. Однако Ботвина Л.Р.[4] считая, что высокая вязкость стали, связанная с диссипацией энергии разрушения из-за раскрытия расщелий, характеризует не само состояние материала, а их число и протяженность, справедливо отмечает, что наличие расщелий недопустимо при эксплуатации материала в коррозионной среде. Поэтому идентификация структурных причин шиферности и устранение ее отрицательного воздействия на эксплуатационные характеристики стали является весьма актуальной задачей.

В настоящей работе исследуется субзеренно-фазовая структура стали 12ГБА в СМК состоянии и анализируются возможные структурные причины, обуславливающие механическую природу возникновения шиферности ее изломов.

В качестве материала исследования взяли трубную сталь 12ГБА (С 0,11%; Мп 1,2%; Si 0,25%; Nb 0,05%; Cu 0,35%; Al 0,0026; P 0,0012%; S 0,005%) после всесторонней изотермическойковки с суммарным истинным сужением $\varphi=6,2$. Всестороннюю ковку проводили по схеме, описанной в [5]. После завершающей осадки заготовка имела форму диска диаметром ~ 80 мм и толщиной 7,5 мм.

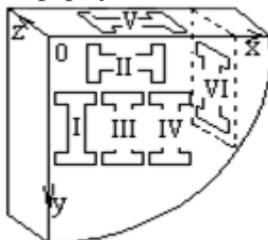


Рисунок 1 – Схема вырезки образцов стали

Структурно-фазовые исследования стали проводили с использованием оптического микроскопа марки «Zeiss Axiovert 25 и электронного микроскопа JEM-2000EX. Структуру выявляли травлением в пересыщенном растворе пикриновой кислоты с добавлением поверхностно-активного вещества. Струйную электрополировку фольг проводили на приборе Tenupol-5 в 9% растворе хлорной кислоты в n-бутиловом спирте. Плоские образцы для механических испытаний вырезали электроэрозионным методом с размерами 15×3×1мм. Образцы для растяжения вырезали из разных сечений поковки (см. рис. 1). Характер разрушения анализировали на растровом электронном микроскопе SEM 515 марки «Philips» в широком диапазоне увеличений. Текстуру стали анализировали на сканирующем электронном микроскопе фирмы Carl Zeiss EVO 50 с приставкой NORDLYS Oxford Instruments HKL Technology.

Было установлено в ходе металлографических исследований, что структура стали 12ГБА после всесторонней изотермическойковки слоистая, ферритно-перлитная (рис. 2). Расстояние между строчками перлита на лицевой грани образцов сечения YOZ составляют примерно 22 мкм, а средний размер ферритных зерен, усредненный по поверхностям XOY, ZOY и ZOY равен 19 мкм.

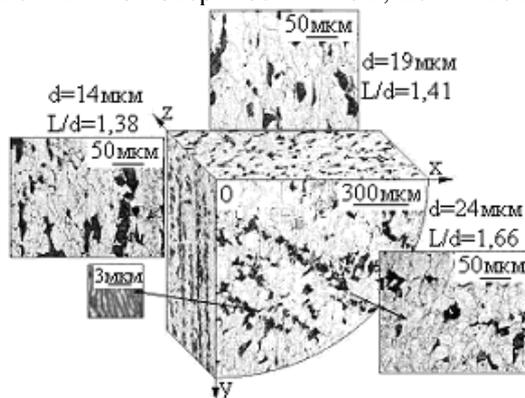


Рисунок 2 – Структура СМК стали 12ГБА

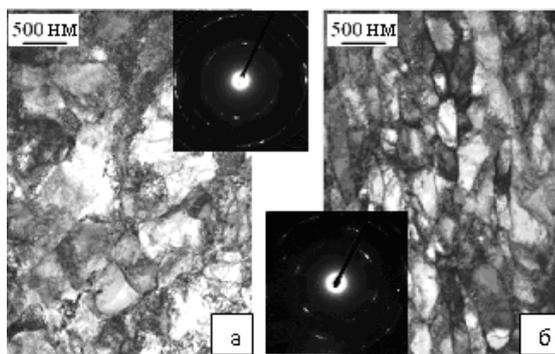


Рисунок 3 – Структура СМК стали 12ГБА: а – сечение XOY, б – сечение ZOY

Как показали электронно-микроскопические исследования, структура ферритной фазы стали 12ГБА после всестороннейковки состоит из фрагментов субзерен порядка 0,4 мкм (рис. 3). Из этого следует, что данная обработка приводит к формированию в стали СМК структуры.

Разрушение образцов сечения YOX стали 12ГБА в СМК состоянии, как правило, происходит поперечным срезом вдоль локализованной макрополосы, ослабленной деформацией, а их излом характеризуется множественным расслоением вдоль оси Z (рис. 4). Ширина расслоев на поверхности изломов образцов без надрезов варьирует в интервале 10-50 мкм, тогда как в образцах, растянутых с более «жесткой» схемой напряженного состояния (путем нанесения надреза) 30-100 мкм. На гранях шиферных расслоений обнаружены гладкие фасетки, по-видимому, внутризеренного скола (рис. 4).

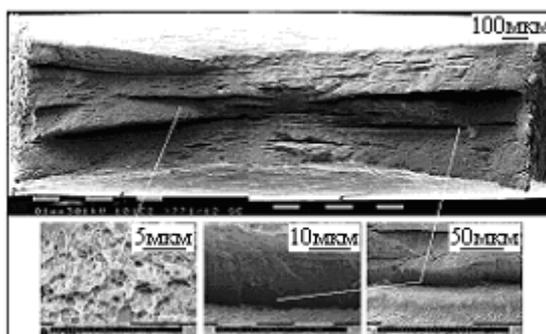


Рисунок 4 – Разрушение образцов стали 12ГБА сечения УОХ, с осью растяжения || ОХ

Исходя из полученных в работе результатов можно предположить, что «слабой поверхностью» в исследуемой стали могут быть строчки перлита, межфазные границы феррит – перлит, расположенные параллельно длинной стороне излома, или поверхности, разделяющие области с разной ориентацией зерен ферритной фазы.

Используемая литература:

1. Яковлева С.П., Махарова С.Н., Борисова М.З. Структура, свойства и особенности разрушения низколегированной стали в субмикроструктурном состоянии // *Металлы*. - 2006. - № 4. - С. 71-78.
2. Маркушев М.В., Мурашкин М.Ю. Прочность и трещиностойкость промышленных алюминиевых сплавов 1560 и 5083 системы Al-Mg-Mn после интенсивной пластической деформации угловым прессованием // *ФММ*. 2004. – том 98. - №2. – С.116-128.
3. Деревягина Л.С., Заточная Л.В., Сафаров И.М., Корзников А.В. Влияние интенсивной пластической деформации на структуру и механические свойства стали 12ГБА // *Перспективные материалы (принята в печать)*.
4. Ботвина Л.Р. Разрушение: кинетика, механизмы, общие закономерности, Ин-т металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН. – М.: Наука, 2008. – 334 с.
5. Mulyukov R.R., Imayev R.M., Nazarov A.A. Production, properties and application prospects of bulk nanostructured materials // *Proceedings: Ultrafine-grained materials. 2008 TMS Annual Meeting*, // *J Mater Sci*. DOI 10.1007/s10853-008-2777-9.

ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫЕ СТАЛИ ДЛЯ РАБОЧИХ ВАЛКОВ СТАНОВ ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКИ.

Доронин И.В.¹, Юсупов В.С.², Русаков А.Д.², Лукина Ю.А.²

РФ,¹ - Электростальский политехнический институт (филиал) Федерального государственного образовательного учреждения высшего профессионального образования «Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,² - Учреждение Российской академии наук Институт металлургии, материаловедения и им. А.А. Байкова

Практика показывает, что производительность рабочих валков многовалковых станов холодной прокатки фольги и ленты из прецизионных сплавов, роликов станов холодной прокатки тонкостенных труб из высоколегированных сталей определяются двумя основными факторами:

1 – твердостью материала валков;

2 – наличием в их структуре частиц легированных карбидов с твердостью $H_v=15000-32000$ МПа. Однако этим условиям отвечают дорогие высоколегированные стали типа 160X12MФ (Япония), 150P12M3Ф3К5 (Германия), P6M5, 130P12M2Ф3К10 (Российская федерация).

Предлагается для изготовления высокоэффективных валков холодной прокатки использовать недорогие экономнолегированные стали с высоким содержанием углерода: 170X2Ф, 140XB4Ф, 150XHM, которые после закалки и многократной обработки холодом по режиму $840-900$ °С – масло +

(-70 °С) – 2 часа, воздух (2-4 цикла) приобретают твердость 68-69 ед. HRC₃. В структуре этих сталей присутствует от 10 до 15% вторичных карбидов, обеспечивающих повышенную износостойкость.

В условиях ОАО «Электросталь» валки из стали 170X2Ф при прокатке ленты из стали 65X13 показали повышение работоспособности в 2-3 раза по сравнению с валками из сталей 160X12МФ (Япония), 150P12M3Ф3К5 (Германия), имеющими твердость 64-66 ед. HRC₃,

ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И ДОЛГОВЕЧНОСТЬ СПЛАВА НА ОСНОВЕ Ni₃Al ТИПА ВКНА¹.

Дроздов А.А., Казанская Н.К., Поварова К.Б., Самсонова М.А., Морозов А.А.

Россия, Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН, drozdov@imet.ac.ru

STUDY OF THE EFFECT OF HEAT TREATMENT ON THE STRUCTURE AND LIFETIME OF THE Ni₃Al-BASED VKNA-TYPE ALLOY.

Drozdov A.A., Kazanskaya N.K., Povarova K.B., Samsonova M.A., Morozov A.E.

The structure and lifetime of the VKNA-1B type alloy have been studied as a function of vacuum annealing at 1000, 1050, 1100, 1150 and 1200°C for 4 h. The time to failure was tested at 1000°C at a stress of 180 MPa. The maximum lifetime was shown by the alloy after annealing at 1100-1150°C. The annealed alloy surpasses the cast material in lifetime by a factor of 6-8.

Направленно закристаллизованный (НК) литейный сплав на основе Ni₃Al с монокристаллической структурой марки ВКНА-1В разработан и успешно применяется для таких массовых деталей, как сопловые лопатки газовых турбин, элементы камер сгорания, створки регулируемого сопла и другие сложные фасонные изделия [1, 2]. Сплав разработан Всероссийским институтом авиационных материалов (ВИАМ) при участии Института металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова (ИМЕТ) РАН. Этот экономнолегированный сплав имеет высокую прочность и пластичность в широком интервале температур от комнатной до 1250°C, прекрасное сопротивление ползучести при 760-1200°C и высокое сопротивление термической и механической усталости. Перед авторами стояла задача изучить влияние термической обработки на долговечность этого сплава, и проанализировать видимые изменения в структуре, если таковые имеются.

Монокристаллические слитки длиной 180 мм и диаметром 16 мм с кристаллографической ориентацией <111> получали методом направленной кристаллизации на установке УВНЭС-4. Образцы для исследования долговечности вырезали из средней и нижней частей слитков. Отжиг при температурах 1000, 1050, 1100, 1150 и 1200°C, 4 ч. проводили в вакууме, охлаждали вместе с печью. Долговечность определяли при температуре 1000°C и напряжении 180 МПа (таблица).

Как видно из таблицы изменения в строении сплава при высокотемпературном отжиге в интервале температур 1000-1200°C приводят к повышению долговечности сплава в 2,5-8,5 раз. При этом максимальная долговечность достигается после 4-х часовой ТО при 1100 и 1150°C. Дальнейшее повышение температуры до 1200°C оказывается менее эффективным. Испытание на долговечность показало, что, по-видимому, в структуре сплава должны происходить изменения, вызывающие столь значительное повышение долговечности. Для выявления природы этого явления было проведено исследование микроструктуры отожженных образцов методами оптической и электронной микроскопии.

Таблица. - Влияние температуры 4-х часового отжига на долговечность при 1000°C и $\sigma=180$ МПа монокристаллов <111> сплава типа ВКНА-1В.

¹ Работа выполнена в рамках ГК П652 от 10.08.2009 г. и научной школы (№7075.2010.3).

$T_{отжига}, ^\circ\text{C}$	Долговечность, ч
Без ТО	13,5
1000	37
1050	64
1100	90
1150	115
1200	77

Как показало проведенное исследование, во всех сплавах помимо основных γ' и γ фаз присутствуют дополнительные фазы, суммарная объемная доля которых не превышает 2-4 %. В литом материале эти дополнительные фазы формируются в междендритном пространстве, вблизи первичных выделений γ' фазы. Их размер колеблется в пределах от 2 до 10 мкм, но преобладают относительно крупные частицы неправильной вытянутой формы размером 6-10 мкм (рис.1 а). Методом МРСА было установлено, что эти частицы имеют сложный переменный состав (включают в себя все элементы входящие в сплав) и обогащены Мо (до 30 ат.%) и Cr (до 16 ат.%). Это свидетельствует о том, что в сплаве в процессе высокоградиентной направленной кристаллизации из-за ликвации произошло формирование ТПУ фаз.

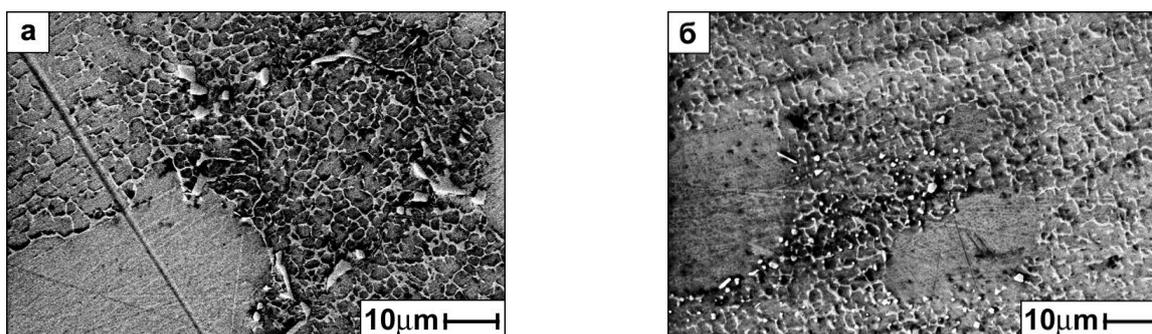


Рис.1. Характерные микроструктуры сплава ВКНА-1В: а – литое состояние; б – отжиг 1150°C, 4 ч. СЭМ.

Объемная доля первичных выделений $\gamma'_1\text{-Ni}_3\text{Al}$ в сплаве после отжигов практически не меняется, однако в сплаве в процессе высокотемпературного отжига происходят процессы, как растворения, так и выделения ТПУ фаз. Происходит уменьшение объемной доли крупных выделений ТПУ фаз, что характерно для литого материала, и перераспределение ЛЭ между ТПУ- фазами и основными структурными составляющими сплава. Это приводит к увеличению твердорастворного упрочнения за счет увеличения концентрации ЛЭ в твердых растворах на основе γ - и γ' - фаз и, в свою очередь, обуславливает увеличение долговечности по сравнению с литым материалом.

Так же, по-видимому, на долговечность оказывает положительное влияние формирование при температурах 1100-1200°C более благоприятных, с точки зрения морфологии, дисперсных округлых частиц ТПУ фаз, расположенных на и вблизи межфазной границы $\gamma'_1 / (\gamma'_{эвт} + \gamma_{эвт})$ (рис. 1б), а так же возможно и их предвыделений. Формирование дисперсных округлых частиц и их предвыделений приводит к упрочнению межфазной границы, что еще больше увеличивает долговечность материала. При температуре отжига 1200°C начинают происходить процессы коагуляции этих упрочняющих частиц, что в свою очередь приводит к некоторому снижению долговечности, которая тем не менее сохраняется значительно более высокой, чем долговечность литого материала (в ~ 5-6 раз).

Литература.

1. Бунтушкин В.П., Каблов Е.Н., Базылева О.А. «Механические и эксплуатационные свойства литейного жаропрочного сплава на основе интерметаллида Ni_3Al ». // *Металлы*, 1995, №3, с.70-73.
2. Поварова К.Б., Бунтушкин В.П., Дроздов А.А. и др. Термостабильность структуры сплава на основе Ni_3Al и его применение в рабочих лопатках малоразмерных ГТД. // *Металлы*, 2003, №3, с.95-100.

ФОРМИРОВАНИЕ МЕЗОСКОПИЧЕСКИХ СКЛАДЧАТЫХ СТРУКТУР НА СВОБОДНОЙ ПОВЕРХНОСТИ СТАЛЬНЫХ ОБРАЗЦОВ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ

Емельянова О.С.^{1,2}, Романова В.А.¹

¹Россия, Институт физики прочности и материаловедения (ИФПМ) СО РАН

²Россия, Томский государственный университет (ТГУ), e-mail: genyayes@mail.ru

FORMATION OF MESOSCOPIC FOLDED STRUCTURES ON THE FREE SURFACE OF STEEL SAMPLES UNDER TENSION

Emelyanova O.S., Romanova V.A.

In this paper, experimentally and theoretically we explored folded structures formed at the free surface of loaded samples of high-strength steel EK-181. The general regularities of formation of the strain-induced relief on the specimen free surface in the conditions of uniaxial tension were revealed. Using the methods of numerical simulation we showed that the reason for the periodic distribution of local tensile and compressive stresses acting perpendicular to the surface is a heterogeneous material structure.

В настоящей работе экспериментально и численно исследованы процессы формирования мезоскопического деформационного рельефа на поверхности нагруженных образцов высокопрочной ферритно-мартенситной стали. Эксперименты проводились на образцах стали ЭК-181, находящихся в отожженном, закаленном и состаренном состоянии. Микроструктура, фазовый состав и механические свойства экспериментальных образцов приведены в [1]. С использованием атомно-силовой микроскопии была исследована эволюция деформационного рельефа на свободной поверхности образцов в условиях одноосного растяжения. Эксперименты показали, что в процессе нагружения на поверхности образцов возникают складчатые структуры уже на начальной стадии пластического течения. Характерной особенностью этого процесса является то, что целые группы зерен вовлекаются в коллективное движение в направлении, перпендикулярном свободной поверхности, образуя протяженные рельефные складки различной ориентации. В этом контексте формирование деформационного рельефа можно отнести к мезоскопическим явлениям.

На начальной стадии пластической деформации (рис. 1а) складки, ориентированные перпендикулярно оси нагружения, возникали в локальных областях поверхности. Их поперечный размер составлял около 5 мкм, а высота не превышала 20 нм (рис. 1б). С увеличением степени деформации на поверхности формируется новая система складок более крупного масштаба, ориентированных под углом к оси растяжения (рис. 1в). На стадии предразрушения складчатые структуры покрывают всю поверхность образца, их ширина увеличивается до 10-20 мкм, а высота достигает нескольких микрон.

Несмотря на накопленный экспериментальный опыт, вопрос о механизмах и определяющих факторах возникновения деформационного рельефа на поверхности нагруженных материалов до сих пор остается дискуссионным. Хотя локальная пластическая деформация осуществляется за счет движения дислокаций, формирование деформационных складок шириной в несколько зерен относится к недислокационным явлениям и не может быть описано только в рамках теории дислокаций. С точки зрения макроскопической механики, рассматривающей однородные изотропные среды, возникновение рельефа на изначально плоской свободной поверхности в условиях одноосного растяжения также является нонсенсом, поскольку на поверхность не действуют нормальные силы.

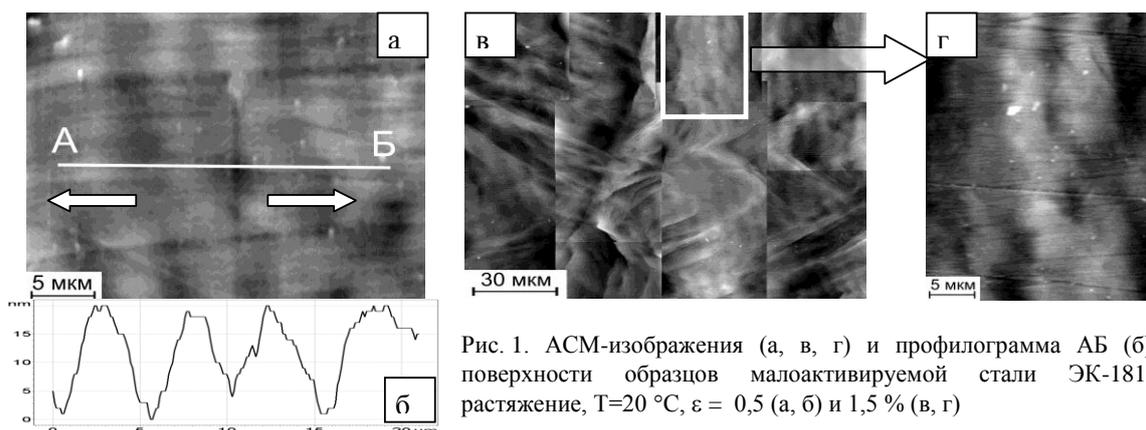


Рис. 1. АСМ-изображения (а, в, г) и профилограмма АБ (б) поверхности образцов малоактивируемой стали ЭК-181, растяжение, $T=20\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\varepsilon = 0,5$ (а, б) и $1,5\%$ (в, г)

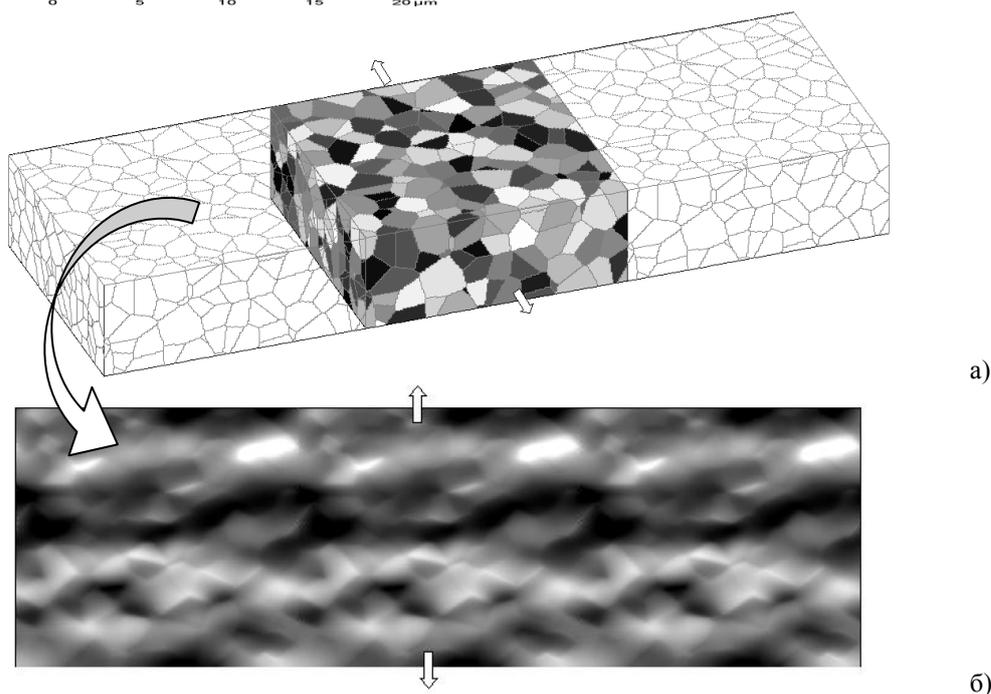


Рис. 2. Поликристаллическая модель с периодической структурой (а) и деформационный рельеф, образовавшийся на свободной поверхности при деформации до 3% (б).

В [2] методом численного эксперимента было показано, что причиной возникновения мезоскопического деформационного рельефа на поверхности может быть микроструктура материала. Для исследования влияния поликристаллической структуры на образование рельефа на поверхности стальных образцов в настоящей работе было проведено численное моделирование одноосного нагружения модельных поликристаллов методом конечных разностей. Трехмерная модель с периодической структурой (рис. 2а) была сгенерирована методом пошагового заполнения. Периодичность позволяет протранслировать структуру в заданном направлении (рис. 2а). Модель механического поведения зерен учитывала их различную ориентацию через разброс упругих и пластических характеристик относительно среднего значения в пределах 10%. Функция деформационного упрочнения была получена из аппроксимации $\sigma - \varepsilon$ диаграммы [1].

Расчеты показали, что на начальной стадии пластического течения на поверхности образуются складки перпендикулярно оси растяжения. Поперечный размер складок составлял 3-5 средних диаметров зерна, что согласуется с данными эксперимента. Причиной возникновения нормальных смещений на свободной поверхности образца является неоднородная внутренняя структура. С макроскопической точки зрения напряжения, нормальные к свободной поверхности, равны нулю. Однако на мезоуровне напряженно-деформированное состояние крайне неоднородно, так что в локальных областях материала все компоненты тензоров напряжений и деформаций принимают ненулевые значения, включая напряжения, действующие в направлении свободной поверхности.

Более того, в условиях одноосного растяжения напряжения, возникающие в объеме материала и действующие по нормали к свободной поверхности, демонстрируют «шахматное» распределение положительных и отрицательных значений. Области положительных и отрицательных значений взаимокompенсируют друг друга, обеспечивая нулевой уровень макроскопических нормальных напряжений, и тем самым удовлетворяют условиям макроскопического равновесия. Периодические поля нормальных напряжений и деформаций действуют изнутри на свободную поверхность и вызывают нормальные смещения в виде периодических деформационных складок.

Работа выполнена в рамках грантов Президента Российской Федерации № MD-6370.2010.1 и Российского фонда фундаментальных исследований №10-08-00084-а.

1. Закономерности деформации и разрушения малоактивируемой стали ЭК-181 при одноосном растяжении / А. В. Панин [и др.] // ВАНТ, Серия «Материаловедение и новые материалы», 2009, вып. 2(75), С. 66-74.
2. Романова В.А., Балохонов Р.Р. О роли внутренних границ в процессах формирования мезоскопического деформационного рельефа на свободной поверхности нагруженных материалов // Физическая мезомеханика. – 2010. – Т. 13. – № 4. – С. 35-44.

ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ПОЛЗУЧЕСТЬ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Nb₃Al

Карпов М.И., Коржов В.П., Кийко В.М., Прохоров Д.В.

Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка, Россия, prohorov@issp.ac.ru

HIGH TEMPERATURE CREEP OF ALLOYS BASED ON Nb₃Al

Karpov M.I., Korzhov V.P., Kiiiko V.M., Prokhorov D.V.

Institute of Solid State Physics RAS, Chernogolovka, Russia, prohorov@issp.ac.ru

Development of a new generation of domestic high-efficiency gas turbine engines for long-term resource needs of the aviation and energy required to create new high-temperature alloys. Currently, as a material for nozzle vanes have used alloys based on intermetallic Ni₃Al. Their disadvantage is low (~1400°C) melting temperature, which limits their operating temperature no higher than 1000-1150°C. A significant advance in the direction of increasing the operating temperature of engine would be alloys capable of operating at temperatures of 1250-1350° C. This paper studies the possibility of a new class of heat-resistant powder alloys of the Nb-Al, are among the main contenders, on the basis of which creates new heat-resistant alloys.

Key words: powder metallurgy, sintering under pressure, heat-resistant alloys, intermetallic compound.

Разработка нового поколения отечественных высокоэкономичных газотурбинных двигателей длительного ресурса для нужд авиации и энергетики требует создания новых жаропрочных сплавов. В настоящее время в качестве материала для сопловых лопаток применяют сплавы на основе интерметаллида Ni₃Al. Их недостатком является низкая (~1400°C) температура плавления, что ограничивает их рабочие температуры не выше 1000-1150°C.

Существенным продвижением в направлении повышения рабочей температуры двигателей были бы сплавы, способные работать при температурах 1250-1350°C. Настоящая работа посвящена исследованию возможности создать новый класс жаропрочных порошковых сплавов системы Nb-Al, находящихся в ряду главных претендентов, на базе которых создаются новые жаропрочные сплавы.

Основной упрочняющей фазой сплавов данной системы является интерметаллид Nb₃Al [1]. Максимальный эффект повышения жаропрочности в сочетании с низкотемпературной пластичностью может быть достигнут, если частицы интерметаллида будут окружены слоем пластичной тугоплавкой матрицы из твердого раствора ниобия аналогично структуре суперсплавов, созданных на базе системы Ni-Al. Благодаря более высоким температурам плавления основной и

упрочняющей фаз, можно ожидать создания конструкционных материалов, работоспособность которых повысится на 150-200°C, по сравнению с существующими в настоящее время аналогами.

Спечённые порошковые образцы в виде дисков диаметром около 50 и толщиной 3-5 мм состава $Nb_3Al + 10 \text{ масс.}\%Nb$ и $(Nb_3Al-Nb_2Al) + 10 \text{ масс.}\%Nb$ приготавливались следующим образом. Вначале прессовали заготовки из смеси чистых ниобия и алюминия, которые плавил в взвешенном состоянии с разливкой в массивную медную изложницу. Исходные составы смесей (91,5 масс.%Nb + 8,5 масс.%Al и 88 масс.%Nb + 12 масс.%Al) соответствовали интерметаллидам Nb_2Al и Nb_3Al соответственно. Выплавленные слитки подвергались механическому раскрашиванию в металлической пресс-форме и последующему 5-ти часовому размолу с использованием планетарной шаровой мельнице. К полученным порошкам интерметаллидов добавляли по 10 масс.%Nb и продолжали размалывание еще в течение 1 ч.

Готовые порошковые смеси компактировались с добавлением пластификатора в количестве 10-20 об.% от насыпного объема компактируемой смеси. Спекание производили в засыпке из Ti-стружки в высоковакуумной печи при 1600°C. Из полученных дисков вырезались образцы для структурных исследований и высокотемпературных механических испытаний на кратковременную прочность и ползучесть при 3-х точечном изгибе.

Микроструктура спечённых сплавов представлена на рис. 1, результаты испытаний на ползучесть – на рис. 2.

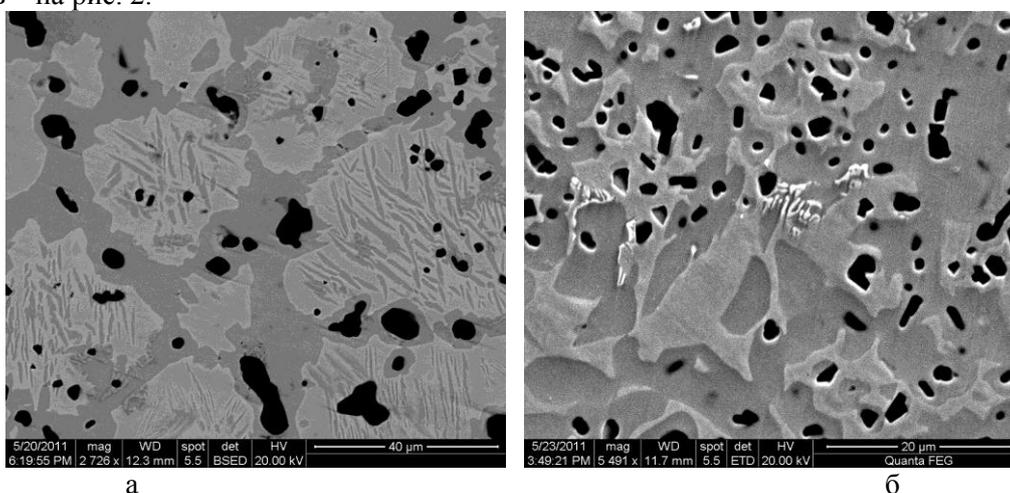


Рис. 1. Микроструктура сплавов $Nb_3Al + 10\% \text{ масс.}\%Nb$ (а) и $Nb_3Al-Nb_2Al + 10\% \text{ масс.}\%Nb$ (б), полученных методом порошковой металлургии

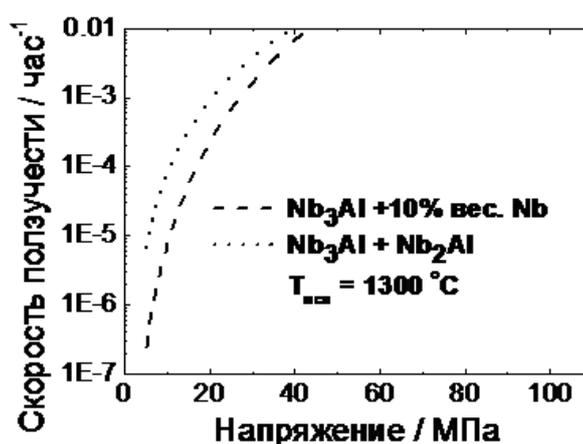


Рис. 2. Зависимости скорости ползучести $\dot{\epsilon}$ от напряжения σ для образцов двух составов

Структура приготовленных сплавов представляла собой матрицу, состоящую из интерметаллидной фазы, содержащей большое количество пор, обусловленных эффектом Киркендала, и расположенными в ней зернами твердого раствора алюминия в ниобии.

Результаты механических испытаний, показавшие рекордную кратковременную прочность при 1300°C $\sigma_{\text{max}} = 428$ МПа, свидетельствуют о высокой жаропрочности сплавов.

1. Колобов Ю.Р., Каблов Е.Н., Козлов Э.В., Конева Н.А., Поварова К.Б., Грабовецкая Г.П., Бунтушкин В.П., Базылева О.А., Мубояджян С.А., Будиновский С.А. Структура и свойства интерметаллидных материалов с нанозначным упрочнением. М.: Издательский Дом МИСиС, 2008, 328 с.

ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО НАГРУЖЕНИЯ НА ДЕФОРМИРОВАНИЕ И ПРОЧНОСТЬ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ СТАЛЕЙ В УСЛОВИЯХ ПЕРЕМЕННЫХ ТЕМПЕРАТУР

Ковальчук Б.И.* , Зайцева Л.В.**

** Украина, Национальный технический университет Украины "Киевский политехнический институт", mef@users.ntu-kpi.kiev.ua*

*** Украина, Филиал научно-производственный центр технической диагностики "Техдиагаз" ДК "Укртрансгаз" НАК "Нефтегаз Украины", LZaitseva@tdg.kiev.ua*

EFFECT OF PRELOADING ON DEFORMATION AND STRENGTH OF METASTABLE STEELS UNDER CONDITIONS OF VARIABLE TEMPERATURES

Koval'chuk B. I. *, Zaitseva L.V. **

The results are analyzed of the experimental investigation into the regularities of strain hardening, plasticity and strength of chromium-nickel steels of type 18-10 under conditions of uniaxial and biaxial loading at room and low temperatures taking into account the history of preliminary thermal-force action and phase transformations. The evolution of the yield surface of metastable steels during plastic deformation under conditions of variable temperatures is investigated.

Исследования влияния предварительной пластической деформации на механические свойства материалов при повторном нагружении имеют как научное, так и практическое значение. Результаты таких исследований используют при построении моделей теорий пластичности и прочности, а также при разработке технологических операций обработки материалов давлением. Так, для улучшения механических свойств метастабильных аустенитных сталей, предназначенных для работы в условиях низких температур, применяют деформационное упрочнение, например путем прокатки при температурах выше температуры начала мартенситного превращения при деформации.

Представляет значительный практический интерес использование низкотемпературного пластического деформирования, сопровождающегося $\gamma \rightarrow \alpha$ превращением, в качестве упрочняющей обработки метастабильных сталей, предназначенных для работы в температурных условиях, обеспечивающих устойчивость их структуры. Однако, ограничение исследований одноосным растяжением, а также узкий диапазон уровней предварительной деформации не позволили выявить в известных исследованиях всех особенностей деформационного упрочнения сталей, необходимых как для формулировки уравнения состояния структурно-нестабильных сред, так и для разработки оптимальных режимов технологических операций.

Целью настоящих исследований являлось установление влияния уровня и температуры предварительной деформации на механическое поведение аустенитных сталей при одноосном и плоском напряженном состоянии в условиях комнатной и низких температур, в том числе при несовпадении траекторий предварительного и повторного нагружений.

Деформационное упрочнение стали при одноосном нагружении.

Результаты исследования влияния предварительной деформации при комнатной температуре на механические характеристики стали при низкой температуре. Предварительная деформация в условиях одноосного растяжения при $T=293\text{K}$ в зависимости от ее уровня по-разному влияет на характерные точки и участки диаграммы низкотемпературного деформирования. Была обнаружена немонотонная зависимость условного предела текучести σ_s стали от степени предварительной деформации ε_{np} в области ее малых значений. С увеличением ε_{np} до 2% предел текучести резко падает, а затем наблюдается его рост, который существенно замедляется, начиная с $\varepsilon_{np} = 25\%$. Малые уровни предварительной деформации ($\varepsilon_{np} \leq 10\%$) несколько снижают низкотемпературный предел прочности стали σ_B . При дальнейшем повышении ε_{np} предел прочности растет и при $\varepsilon_{np} > 20\%$ превышает значение, соответствующее исходному материалу.

Исследованиями влияния предварительной «теплой» деформации на низкотемпературную пластичность стали установлено, что длина площадки текучести с увеличением ε_{np} монотонно возрастает, а длина зоны интенсивного упрочнения уменьшается. В результате низкотемпературная равномерная предельная деформация ε_δ слабо зависит от степени предварительной деформации, а суммарная равномерная предельная деформация («теплая» плюс низкотемпературная) $\varepsilon_{\Sigma p}$ с увеличением ε_{np} значительно возрастает.

Результаты исследования влияния предварительной низкотемпературной деформации на механические характеристики стали при комнатной температуре. Обнаружена немонотонная зависимость предела прочности σ_B от степени предварительной деформации. При значениях $\varepsilon_{np} \leq 2\%$, соответствующих зоне упрочнения на зубе текучести, предел прочности стали несколько увеличивается. Низкотемпературная деформация на площадке текучести приводит к снижению, а в зоне активных фазовых превращений – к значительному повышению предела прочности при комнатной температуре. Так величина σ_B при $\varepsilon_{np} = 35\%$ составляет 167% от предела прочности стали в исходном состоянии.

Анализ данных показал, что наиболее оптимальной с точки зрения обеспечения высоких прочностных и пластических свойств аустенитных сталей при комнатной температуре является низкотемпературная пластическая предварительная деформация, составляющая 50% от величины предельной равномерной деформации при низкой температуре.

Деформационное упрочнение стали при двухосном повторном нагружении.

Исследовано деформационное упрочнение метастабильной стали в условиях плоского напряженного состояния при переменных температурах в случае несовпадения траекторий предварительного и повторного нагружения. Образцы предварительно деформировали осевым растяжением до $\varepsilon_z^p = 10\%$ при $T_1 = 123\text{K}$ и 293K . Повторное нагружение осуществляли при $T_2 = 123\text{K}$.

Установлено, что в структурно-нестабильных материалах направление максимального упрочнения в пространстве напряжений может не совпадать с направлением нагружения. Это особенно ярко проявляется, когда температуры предварительного и повторного нагружений различны, причем при одной из них материал находится в метастабильном состоянии.

Для исследуемой стали этот эффект особенно значителен в случае предварительного нагружения при $T_1 = 293\text{K}$. Предварительное деформирование при $T_1 = 123\text{K}$ оказывает более сильное упрочняющее воздействие на сталь, чем при $T_1 = 293\text{K}$. Повышение предела текучести для всех исследованных траекторий повторного нагружения в среднем составляет 65%. Зависимость упрочнения от ориентации траектории повторного нагружения выражена слабо. Максимум упрочнения при обеих температурах предварительного нагружения соответствует равномерному двухосному растяжению.

Полученные результаты были использованы для изучения эволюции поверхности текучести метастабильной стали при пластическом деформировании. Предварительное деформирование при

комнатной температуре вызывает сложную трансформацию поверхности текучести в условиях низких температур с сильно выраженным поперечным эффектом.

Более детально было исследовано влияние предварительной пластической деформации в условиях низкой температуры на поверхность текучести стали при комнатной температуре. Для всех траекторий зафиксировано значительное повышение пределов текучести с ростом степени предварительной деформации. При этом пределы текучести увеличиваются более интенсивно в условиях равномерного двухосного растяжения. В результате наблюдается сложная трансформация поверхности текучести в процессе пластической деформации, которую нельзя описать известными моделями упрочнения.

Таким образом, результаты исследований позволили выявить ряд новых эффектов при деформировании метастабильных аустенитных сталей в условиях переменных температур, которые требуют дальнейшего изучения и учета при построении моделей деформирования и критериев текучести и прочности структурно-нестабильных сред.

ВЛИЯНИЕ ДИСПЕРСНОСТИ И ФОРМЫ КАРБИДНЫХ ВЫДЕЛЕНИЙ НА ТЕМПЕРАТУРЫ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ И УСЛОВИЯ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ В СЛОЖНОЛЕГИРОВАННЫХ ТРУДНОДЕФОРМИРУЕМЫХ СТАЛЯХ

Кондрашина А.В., Кузовлева О.В., Тихонова И.В., Гвоздев А.Е., Власов К.В.

Россия, Тула, Тульский государственный университет, solnishko-moe83@mail.ru

INFLUENCE OF DISPERSION AND THE FORM OF CARBID STRESSING ON TEMPERATURES OF PHASE TRANSITIONS AND THE SUPERPLASTICITY CONDITION IN COMPLEXALLOYED STEELS

Kondrashina A.V., Kusovleva O.V., Tihonova I.V., Gvozdev A.E., Vlasov K.V.

Dispersion and forms of carbides influence the temperature of phase $\alpha \rightarrow \gamma$ -transformation on steels R6M5 and U8A that belong to the typical heterogeneous metal systems. It is shown that increasing of the carbide phase dispersion and forms of carbides reduce $\alpha \rightarrow \gamma$ -transition temperature and development of superplasticity in steels R6M5 and U8A.

В работах [1, 2] профессором Шоршоровым М.Х. с сотрудниками был рассмотрен метод Хилла, позволяющий обобщить понятия и уравнения термодинамики таким образом, чтобы их можно было приложить к системам, содержащим небольшое число частиц. В уравнения термодинамики помимо членов, учитывающих неаддитивность термодинамических величин, вводятся члены, описывающие флуктуации их средних значений. Развиваемые представления применены для анализа зародышеобразования. Показано, что учет флуктуации приводит к понижению термодинамического барьера и к существованию максимального равновесного давления над каплей жидкости. Ранее флуктуации вводились Рытовым в электродинамике и Ландау и Лившицем в гидродинамике.

Основная идея метода Хилла состоит в том, что соотношения термодинамики применяются к ансамблю N малых тождественных и независимых систем. Использование термодинамики здесь вполне корректно, так как при $N \rightarrow \infty$ ансамбль становится макроскопической системой, как бы ни были малы составляющие его подсистемы.

На основании термодинамического анализа эвтектоидного превращения с применением термодинамики открытых малых систем и с учетом вклада энергии деформации, возникающей из-за разности удельных объемов включения и окружающей его матрицы, показано, что эффект снижения равновесной температуры должен наблюдаться при нагреве стали со структурой зернистого перлита, если размеры карбидных частиц достигают 60-70 нм.

Реальные скорости нагрева при некоторых видах термической, термоциклической обработок, операциях полугорячего формоизменения, в том числе и в условиях сверхпластического течения, а также исходное состояние обрабатываемых сталей далеки от равновесных условий, предписываемых диаграммой состояния железо-углерод. Факт влияния скорости нагрева на положение критических

точек в стали отмечался многократно. Влияние измельчения структурных составляющих на кинетику α - γ -превращения хорошо известно и проявляется в сокращении инкубационного периода превращения, а также времени получения равновесного для температуры изотермической выдержки, незначительно превышающей A_{c1} , количества аустенита.

Имеющие в литературе сведения о влиянии исходной структуры на положение критических точек в стали противоречивы. До недавнего времени было распространено мнение о практической независимости температуры полиморфного превращения от состояния матрицы. Однако совершенно очевидно, что повышение свободной энергии гетерофазной композиции за счет различных внутренних и внешних факторов должно не только сказаться на кинетике превращения, но также изменить условия формирования зародышей новой фазы, облегчая тем самым фазовый переход. Показательными в этом плане являются данные о смещении критической точки A_{c1} при нагреве стали с неравновесными структурами.

Цель данной статьи – термодинамическая оценка влияния дисперсности карбидных частиц на положение A_{c1} . Такая постановка задачи приобретает особую актуальность в связи с тем обстоятельством, что современные методы получения гетерофазных композиций позволяют создавать материалы с чрезвычайно дисперсными частицами упрочняющих фаз.

Равновесную температуру перлитного превращения можно оценить по абсциссе точки пересечения температурных зависимостей изменений изобарно-изотермических потенциалов ΔG аустенита и феррито-цементитной смеси, участвующих в эвтектоидном превращении. Определение свободной энергии аустенита ΔG_{γ} из α -железа и графита с учетом величины свободной энергии превращения α - в γ -железо, а также свободной энергии феррита ΔG_{α} из α -железа и графита проводили в соответствии с формулами [3]. Там же приведены данные и для изобарно-изотермического потенциала цементита при разных температурах. Для упрощения расчетов не учитывали температурной зависимости растворимости углерода в феррите и аустените. Содержание углерода в указанных фазах во всем температурном интервале принимали равным его концентрации в момент эвтектоидного превращения. Это обстоятельство, естественно, не позволило получить точное значение равновесной температуры эвтектоидного превращения, но проводимые оценки такой цели и не преследовали.

Подобный термодинамический подход не учитывает размеров карбидных частиц и становится некорректным для случая дисперсных включений в связи с существенным вкладом в энергетическое состояние и динамическое равновесие последних поверхности раздела с окружающими структурными составляющими. Необходимость учета наличия малых частиц и специфики их поведения обусловлена широким распространением порошковых сталей, дисперсионно-твердеющих и дисперсно-упрочненных сплавов, т.е. такого класса материалов, в котором размеры упрочняющих частиц существенно меньше по сравнению со сплавами традиционного способа производства.

Для описания поведения сплава с дисперсными частицами использовали основные положения термодинамики открытых малых систем (метод Т. Хилла), согласно которой дисперсная частица (кластер) является "малой" системой в том смысле, что вкладом ее поверхностной энергии нельзя пренебречь (как это делается при описании больших систем, используя подход Д. Гиббса).

Ранее М.Х. Шоршоровым и А.Е. Гвоздевым было теоретически показано смещение неравновесной точки A_{c1} в область более низких температур относительно ее равновесного положения в зависимости от дисперсности карбидной фазы (цементита) в углеродистых сталях с ферритно-перлитной структурой и инструментальных сталях с карбидным упрочнением. Для этого при расчете свободных энергий перлита и аустенита была использована термодинамика малых систем, позволяющая учитывать размер и форму карбидов. Расчеты, произведенные нами показали, что при сферической форме карбидов диаметром 10 нм точка A_{c1} в стали Р6М5 смещается в область температур 770-800 °С, а при цилиндрической форме частиц того же диаметра высотой 4-6 нм до еще более низких температур. Учитывая возможность дробления карбидных частиц путем перерезания их дислокациями можно предположить, что в стали Р6М5 могут проявляться два температурных пика повышения пластичности - первый в районе 770 °С, второй при температуре сверхпластичности (830 °С).

Чем выше напряжение при деформации стали, тем вероятнее дробление карбидных частиц и появление первого пика. Однако из-за весьма ограниченного количества образующегося аустенита при первом температурном пике эффект сверхпластичности в полной мере не проявляется.

Выводы проведенного термодинамического анализа достаточно удовлетворительно согласуются с экспериментальными данными

Повышение дисперсности структуры карбидной фазы стали Р6М5 при эффектах повышенной пластичности и сверхпластичности дает возможность использования экономичных процессов термической обработки (закалки и отпусков) металлорежущего инструмента за счет снижения закалочных температур и уменьшения времени выдержки.

Доказанное снижение температуры фазового перехода с помощью термодинамики дисперсных малых систем позволяет проводить процесс пластической обработки стали Р6М5 при более меньших усилиях и температурах. При этом процесс деформации протекает в неравновесных условиях по механизмам фазовой и кластерной сверхпластичности.

Таким образом, применяя термодинамику Хилла к анализу процессов структурообразования стали Р6М5 в условиях повышенной пластичности и сверхпластичности, разрабатываются ресурсосберегающие и малоотходные технологии термомеханической обработки стали Р6М5, которые относятся к процессам рационального природопользования.

Список литературы

1. Шоршоров М.Х., Манохин А.И. Теория неравновесной кристаллизации плоского слитка. – М.: Наука, 1992. – 112 с.
2. Федоров В.Б., Шоршоров М.Х., Хакимова Д.Х. Углерод и его взаимодействие с металлами. – М.: Металлургия, 1978. – 203 с.
3. Могутнов Б.М., Томилин И.А., Шварцман Л.А. Термодинамика железоуглеродистых сплавов. – М.: Металлургия, 1972. – 328 с.

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ СЖАТИЕМ НА СТРУКТУРУ, МАГНИТНЫЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Fe-Cr-Co В ВЫСОКОКОЭРЦИТИВНОМ СОСТОЯНИИ

Корзников А.В.¹, Миляев И.М.² Корзникова Г.Ф.¹

¹ Россия, Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, korznikov@imsp.da.ru

² Россия, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, imilyaev@mail.ru

THE INFLUENCE OF UNIAXIAL DEFORMATION ON THE STRUCTURE AND HYSTERETIC MAGNETIC PROPERTIES OF Fe-22%Cr-15%Co ALLOY

Korznikov A.V., Milyaev I.M., Korznikova G.F.

The paper devoted to the description of magnetic properties and the structure of the hard magnetic alloy Fe-22%Cr-15%Co subjected to compression at room temperature. Initial samples were in high coercive state produced by standard thermal magnetic treatment and subsequent step annealing. It was shown that an increase of deformation ratio in plastic conditions causes some decrease of maximum energy product and magnetic induction, while deformation in elastic conditions does not change magnetic properties. These changes of hysteretic characteristic are caused by the structure evolution during deformation.

Промышленные сплавы для постоянных магнитов, как правило, являются хрупкими и имеют низкие прочностные характеристики. Однако, в последнее время, в связи с разработкой высокоскоростных электрических машин наряду с требованиями по магнитным свойствам к материалам для постоянных магнитов стали предъявляться все более высокие требования и по механическим характеристикам. Сплавы системы Fe-Cr-Co относятся к группе деформируемых магнитотвердых материалов дисперсионно-твердеющего класса. Магниты из них отличаются хорошим сочетанием достаточно высоких магнитных свойств с коррозионной стойкостью и достаточно высокой технологичностью. Они, как правило, обрабатываются при гомологической температуре $T=0,60\div 0,75 T_{пл}$ соответствующей горячей деформации. Достигаемые после термомагнитной обработки механические свойства сплавов системы Fe-Cr-Co выше ближайшего

аналога по магнитным свойствам сплавов ЮНДК системы Fe-Al-Ni-Co. В частности, предел прочности при растяжении образцов сплавов системы Fe-Cr-Co подвергнутых деформационно-термической обработке и последующей термомагнитной обработке может достигать значений 800 МПа, и иметь небольшую пластичность при комнатной температуре. Вместе с тем, использование таких высокопрочных магнитов в динамических системах может приводить к деформации магнитов и к некоторой деградации магнитных свойств при эксплуатации. Поэтому важным условием для использования сплавов системы Fe-Cr-Co в качестве магнитных роторов является стабильность структуры и магнитных свойств в условиях статического и динамического нагружения.

Целью работы являлось исследование эволюции структуры и основных магнитных характеристик при холодной деформации методом осадки образцов сплава Fe-22%Cr-15%Co, а также оценка деградации магнитных свойств в условиях статического сжатия.

Для деформации были использованы исходные образцы сплава Fe-22%Cr-15%Co, подвергнутые горячей прокатке на четырехвалковом стане. Высококоэрцитивное состояние было получено по регламентированному режиму (ГОСТ 24897-81) с наложением магнитного поля на первой ступени термообработки для получения анизотропных магнитов. Статические испытания на сжатие проводили при комнатной температуре на универсальном динамометре «Instron» на цилиндрических образцах размером $\varnothing 8 \times 20$ мм. Ось цилиндра была параллельна направлению прокатки и оси намагничивания. Измерения гистерезисных свойств проводили до испытаний на сжатие, а также после определенных степеней деформации на упругом и пластическом участках кривой нагружения при сжатии. Структуру исследовали методом просвечивающей электронной микроскопии до и после деформации.

Измерения гистерезисных магнитных характеристик показали, что с увеличением степени деформации происходит некоторое снижение максимальной магнитной энергии $(BH)_{\text{макс}}$ и остаточной индукции, причем на упругом участке нагружения это снижение незначительно. Исследования структуры деформированных образцов выявили систему полос локализованной деформации различной толщины, плотность которых увеличивается с увеличением степени деформации, что, по-видимому, приводит к размытию магнитной анизотропии при сжатии и некоторой деградации магнитных свойств.

ФОРМИРОВАНИЕ ГРАДИЕНТНОЙ СТРУКТУРЫ В МАГНИТОТВЕРДЫХ СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Fe-Cr-Co ПРИ КОМБИНИРОВАННОМ НАГРУЖЕНИИ

Корзникова Г. Ф.

Россия, Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, korznikova@anrb.ru

THE FORMATION OF GRADIENT STRUCTURE IN HARD MAGNETIC ALLOY BASED ON Fe-Cr-Co SYSTEM DURING COMPLEX LOADING.

Korznikova G.F.

The evolution of the structure and microhardness of Fe-25%Cr15%Co and Fe-30%Cr8%Co hard magnetic alloys during complex two-step upsetting-torsion loading under isothermal conditions in the temperature interval corresponding to hot deformation is experimentally studied. The deformation is found to cause formation of gradient structure consisting of ultrafine grained layer in the active deformation zone near mobile anvil and transition layer in both alloys. In the active zone of deformation the microduplex structure with a grain size about $0.5 \mu\text{m}$ forms in two-phase Fe-25%Cr15%Co alloy, while in single phase Fe-30%Cr8%Co alloy grain size averages $5 \mu\text{m}$.

Как известно, магнитные и механические свойства материалов являются структурно чувствительными и регулировать уровень этих свойств можно за счет формирования соответствующей микроструктуры. Повышение прочностных характеристик возможно несколькими путями, одним из которых является уменьшение размера зерен до наноуровня. Было показано, что в крупногабаритных изделиях всесторонняя ковка с понижением температуры в двухфазной $\alpha+\gamma$

области и последующей закалкой при контролируемой температуре с целью сохранения небольшой объемной доли гамма фазы для предотвращения роста альфа зерен позволяет поднять прочностные характеристики в высоколегированных сплавах системы Fe-Cr-Co. Сформировавшаяся мелкозернистая структура подобна композитной и состоит из зерен альфа матрицы и выделений гамма фазы по границам, что приводит к повышению механических свойств при комнатной температуре, поскольку гамма фаза не претерпевает спинодального распада в процессе термомагнитной обработки и является пластичной составляющей по сравнению с хрупкой модулированной α фазой. Вместе с тем, указанный способ несколько снижает магнитные свойства сплава. Другим способом повышения прочностных характеристик является деформация в условиях квазигидростатического сжатия. Выявленное повышение прочностных и пластических характеристик также связано с формированием квазикомпозитной структуры, состоящей из ячеек хрупкой фазы в высококоэрцитивном состоянии и объемной сетки полос скольжения, в которой растворяется хрупкая фазовая составляющая. Однако полученные таким методом образцы в форме дисков ограничены по размерам. Для получения образцов большего размера можно использовать равноканальное угловое прессование, однако недостатком этого метода является значительный износ инструмента. Альтернативным способом повышения механических свойств металлов является формирование в них мелкозернистой структуры лишь в поверхностном слое, что подавляет зарождение и распространение дефектов в поверхностных слоях нагруженного материала. Один из способов получения такой градиентной структуры является метод сложного нагружения, позволяющий деформировать материалы как при комнатной, так и при высоких температурах. Этот метод заключается в последовательной или одновременной деформации заготовки при выбранной температуре по схеме кручение с добавлением компонент растяжения либо сжатия. При этом могут формироваться структуры градиентного типа с ультрамелкозернистым тонким приповерхностным слоем и крупнозернистой структурой в объеме материала. Такие структуры обладают уникальным сочетанием физико-механических свойств

Цель настоящей работы: оценить влияние сложного нагружения на структуру и характер упрочнения в магнитотвердых сплавах Fe-30%Cr8%Co и Fe-25%Cr15%Co с однофазной и двухфазной структурой соответственно в интервале температур горячей деформации.

Показано, что деформация методом сложного нагружения позволяет проводить поверхностную обработку магнитотвердых сплавов системы Fe-Cr-Co для повышения прочностных характеристик постоянных магнитов. Причем, в сплаве Fe-25%Cr15%Co оптимальный интервал температур деформационно-термической обработки методом сложного нагружения составляет 800-900°C, а в сплаве Fe-30%Cr8%Co – 750-800°C. Используемый в настоящей работе метод может быть применен к немагнитным материалам - сталям ферритного и аустенитно-ферритного класса в качестве упрочняющей поверхностной обработки

СТРУКТУРА И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НОВОЙ ЛИТЕЙНОЙ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ

Костина М.В., Мурадян С.О., Хадыев М.С., Самсонова М.А.

Россия, Учреждение Российской академии наук Институт металлургии материаловедения им. А.А. Байкова РАН, mvk@imet.ac.ru

Применяющиеся в России аустенитные литейные стали не содержат в своем составе азота, их предел текучести не превышает 220 МПа. Известен ряд марок зарубежных литейных азотсодержащих преимущественно аустенитных сталей, у которых достигается $\sigma_{0,2} = 290$ МПа. В ИМЕТ РАН предложена концепция создания высокопрочной коррозионностойкой аустенитной литейной стали на основе Fe-Cr-Ni-Mn-Mo-N, в которой высокая прочность обеспечивается за счет высокой равновесной концентрации азота (0,45-0,55 %N) и разработан метод расчета композиций на этой основе, в которых азот будет полностью усвоен твердым металлом при кристаллизации, без образования газовых пор. Выплавленная модельная отливка стали выбранного этим методом состава (05X22AG15H8M2ФЛ) содержала 0,47% N. Отливка имела плотный металл, без газовых пор, раковин, трещин.

Ниже приведены результаты исследований структуры, фазового состава и механических свойств металла указанной отливки в литом и термически обработанном состоянии, имевшей вид ступенчатой плиты с толщиной ступеней от 50 до 1 мм, длиной 725 мм, шириной 286 мм. Вырезанные из ступеней 20-40 мм заготовки образцов подвергали гомогенизирующему отжигу при 1050, 1100, 1150 и 1200°C в течение 0,5 - 8 ч, после чего закаливали их в воде.

Литая, термически не обработанная сталь (ступень отливки толщиной 20 мм) при 20°C имеет предел текучести вдвое выше, чем у литых сталей 12Х18Н9ТЛ, 07Х17Н16ТЛ, однако является хрупкой (таблица 1.). Однако, даже кратковременный отжиг при 1 ч при 1100 °С более чем на порядок повышает пластичность и вязкость стали, позволяя реализовать ее более высокую прочность, повысив значение σ_B с ~450 до ~ 700 МПа (таблица 1).

Таблица 1. Механические свойства стали 05Х22АГ15Н8М2Ф-Л при 20°C (ступень толщиной 20 мм)

Термическая обработка	$\sigma_{0,2}$ (МПа)	σ_B (МПа)	δ (%)	ψ (%)	КСУ, МДж/м ²
- (Исходный литой металл)	394	449	2,7	1	0,105
Зак. 1100°C, 1 ч, охл. в воде	393,5	692	34,5	49	1,99
Зак. 1100°C, 4 ч, охл. в воде	378	687	37	51,5	2,58
Зак. 1200°C, 1 ч, охл. в воде	427	740	35,5	53,5	2,59

В аустените литой стали содержится ~ 12-13% второй фазы, образовавшейся как междендритный металл (МДМ) при кристаллизации слитка (рис.1 а). Микротвердость этой фазы ≈ 900 Н_ц, при средней твердости аустенита ≈ 400 Н_ц. Исследования с привлечением сканирующей электронной микроскопии и МРСА показали, что по сравнению с аустенитом МДМ обогащен на 3-6% Сг и на 1-2% Мо, обеднен никелем и марганцем на 3-5% и содержит 27-30 %Сг и 2-2,8 %Мо. При этом, по данным ферритометрии, литая сталь является немагнитной. Для окончательного уточнения природы МДМ (предположительно – σ -фазы) его выделили из стали в виде анодного осадка и исследовали методом рентгеновского фазового анализа, получив полный спектр линий σ -фазы, имеющей тетрагональную кристаллическую решетку с 30 атомами в элементарной ячейке. Из рис.1 (а, б) видно, что МДМ, отделенный от аустенита четкой межфазной границей, имеет в отдельных участках полностью однородную структуру, в других – перлитоподобную (рис1 б, фото получено на скан-микроскопе). Исследование методом ПЭМ показало, что прослойки в кристаллах σ -фазы представляют собой аустенит.

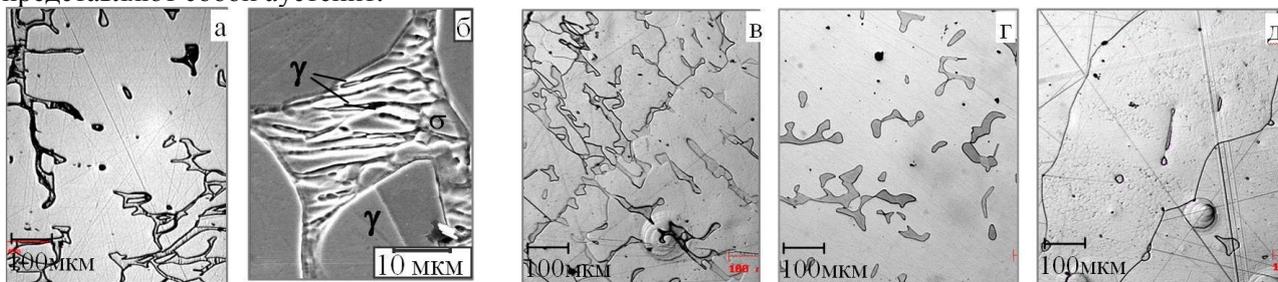


Рис.1. Микроструктура стали 05Х22АГ15Н8М2Ф в литом состоянии (а, б) и после отжигов с последующей закалкой в воде: в и г – 1100 оС 1 и 8 ч, соответственно; д – 1200 оС, 8 ч

В результате нагрева при 1100-1200°C длительностью 0,5 ч в стали, по данным ферритометрии, появляется до 4,5 ферромагнитной фазы: σ - фаза в исследованной стали 05Х22АГ15Н8М2Ф превращается в феррит. Его микротвердость близка к микротвердости аустенита. По данным МРСА образовавшийся на месте исходной сигма-фазы феррит обогащен, по сравнению с аустенитом, Сг и Мо, и обеднен Мп и Ni, содержа ~26% хрома и ~14% марганца. С увеличением температуры и длительности отжига количество феррита образовавшегося на месте σ - фазы снижается (по данным ферритометрии, виду микроструктур, см. рис.1 в-д). Это свидетельствует о протекании превращения $\delta \rightarrow \gamma$. В исследованной стали после выдержки при 1200°C 8 ч количество феррита составляло не более 0,5% .

Каких либо выделений частиц избыточных фаз по границам зерен в стали обнаружено не было. Исследования методом просвечивающей электронной микроскопии показали, что в субструктуре и литого, и термически обработанного (1100 °С, 1 ч, 1150 °С, 1 и 4 ч и 1200 °С, 1 ч, закалка в воде)

аустенита присутствуют наноразмерные, равномерно распределенные в объеме металла нитриды хрома CrN. Выделение этих частиц следует признать положительным фактором для упрочнения аустенита.

Образцы, вырезанные из ступеней отливки толщиной 20, 30, 40 и 50 мм, после отжига при 1200°C, 1 ч и закалки в воде при испытаниях на растяжение имели, соответственно, $\sigma_{0,2} = 458, 384, 391$ и 415 МПа, КСУ = 2,26, 2,04, 2,38, 2,7 МДж/м². Это позволяет считать механические свойства стали не зависящими от толщины литого металла. В интервале низких климатических температур от 20 до -70 °С ударная вязкость остается высокой (2,59 - 2,31 МДж/м²). При повышении температур испытаний на растяжение от 20 °С до температур перегретого пара 200-350 °С предел текучести снижается от ~400 МПа до уровня не ниже 230- 210МПа, соответственно, при сохранении высокой пластичности стали ($\delta = 47-55\%$). (Для сравнения, у применяющихся литейных аустенитных сталей типа X18H10T такое повышение температуры испытаний вызывает снижение предела текучести от ~200 до ~ 160 - ~130 МПа, и пластичности δ от 25 до 16%).

Исследования твердости стали по Бринеллю после закалки от 1200°C (1 ч, вода) показали, что $HV_{cp}=204$ (180÷213), тогда как для сталей 12X18H9ТЛ и 12X18H12МЗТЛ величина $HV_{cp} = 156$ (129÷183).

Выводы

1. В литом состоянии исследованная сталь 05X22AG15H8M2ФЛ имеет высокий предел текучести ($\sigma_{0,2}$, ~ 400 МПа) и низкую пластичность и ударную вязкость ($\delta \sim 3\%$, КСУ = 0,1 МДж/м²). Это обусловлено наличием в аустенитной структуре стали 12-14% твердой высокохромистой σ -фазы, образовавшейся при кристаллизации стали как междендритный металл. Соответственно, при пластической деформации легко зарождаются и распространяются трещины вдоль протяженных границ раздела «твердая σ -фаза (МДМ)» / «мягкий пластичный аустенит».
2. Даже непродолжительная, не обеспечивающая полной гомогенизации литой структуры, термическая обработка (1100°C, 1 ч, закалка в воде) позволяет повысить предел прочности стали до ~700 МПа, пластичность и ударную вязкость до $\delta = 35\%$, $\psi = 49\%$, КСУ = 2 МДж/м².
3. Положительное влияние гомогенизирующего отжига (с последующей закалкой) на предел прочности, пластичность и вязкость литой стали объясняется протеканием в стали при отжигах 1100-1200°C, 0,5 - 8 ч фазового превращения $\sigma \rightarrow \delta \rightarrow \gamma$ и устранением из структуры σ -фазы. По мере увеличения продолжительности отжига до 8 ч и при повышении его температуры до 1200 °С количество феррита, образовавшегося на месте σ -фазы, снижается практически до нуля.
4. Ввиду того, что размер зерен в литом металле значительно превышает 500 мкм и межзеренные границы практически не вносят вклада в упрочнение литой стали, Высокая прочность стали обусловлена твердорастворным упрочнением азотом и наличием в структуре после отжига и закалки наноразмерных, равномерно распределенных в объеме металла нитридов хрома CrN.
5. Механические свойства стали, по крайней мере, в сечениях толщиной 20-50 мм, не зависят от толщины литого металла.
6. Новый литейный материал - сталь 05X22AG15H8M2ФЛ - превосходит применяющиеся в РФ литейные аустенитные стали типа X18H10 по пределу текучести в ~2 раза, по ударной вязкости в ~4,5 раза. Она не подвержена хладноломкости при охлаждении до -70°C. При повышенных температурах (200-350 °С) сталь имеет предел текучести 210-230 МПа, сохраняя высокую пластичность ($\delta = 47-55\%$). Сочетание у исследованной стали после гомогенизирующей термической обработки высокой прочности и пластичности характеризует её как перспективный материал для изготовления литых высоконагруженных деталей оборудования, работающего в условиях агрессивных сред, высоких температур и давлений.

МЕХАНИЗМЫ ПРЕЖДЕВРЕМЕННОГО РАЗРУШЕНИЯ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ АУСТЕНИТНОГО КЛАССА

Кудря А.В., Козлов Д.А., Скородумов С.В.

Россия, Москва, НИТУ «МИСиС»

MECHANISMS OF ANTICIPATORY FRACTURE OF STAINLESS STEELS OF THE AUSTENITIC CLASS

Kudrya A.V., Kozlov D.A., Skorodumov S.V.

The reasons of fracture of austenitic class stainless steel have been investigated.

Для аустенитных сталей (как AISI 316, так и для их отечественных заменителей класса 12Х18Н10Т) возможно растрескивание под напряжением в горячей воде и водяном паре на тепловых и атомных электростанциях [1] и при испытаниях в хлоридных водных растворах [2].

В нашем случае на преждевременно вышедших из строя штампованных рифленых пластинах толщиной 0,5 мм были видны следы точечной коррозии (после эксплуатации в среде пара - на входе ~ 150 °С, воды - до 90 °С соответственно). Их размещение в плоскости пластины определяли при её фотографировании «на просвет» в тёмном помещении, при освещении с обратной стороны светом лампы (рис.1а). Светлые точки (отверстия – следы коррозии) на тёмном фоне пластины дали картину их распределения после бинаризации изображения (рис. 1б). Их локализация в основном наблюдалась на перегибах рельефа пластины, где деформация при штамповке была максимальная. Их распределение по размерам имело асимметричный характер (рис. 2б), преобладание точек малого размера (~ 1 мм) и отдельные крупные язвы коррозии.

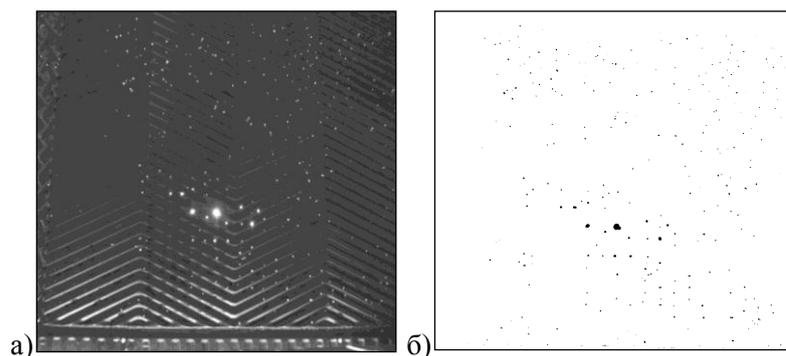


Рисунок 1 – Следы точечной коррозии «на просвет» (а) и их локализация после бинаризации (б)

Каждая точка коррозии представляла собой углубление в виде картера (рис.2а), из геометрии которого можно было реконструировать историю образования дефекта (от большого сечения усеченного конуса к его вершине).

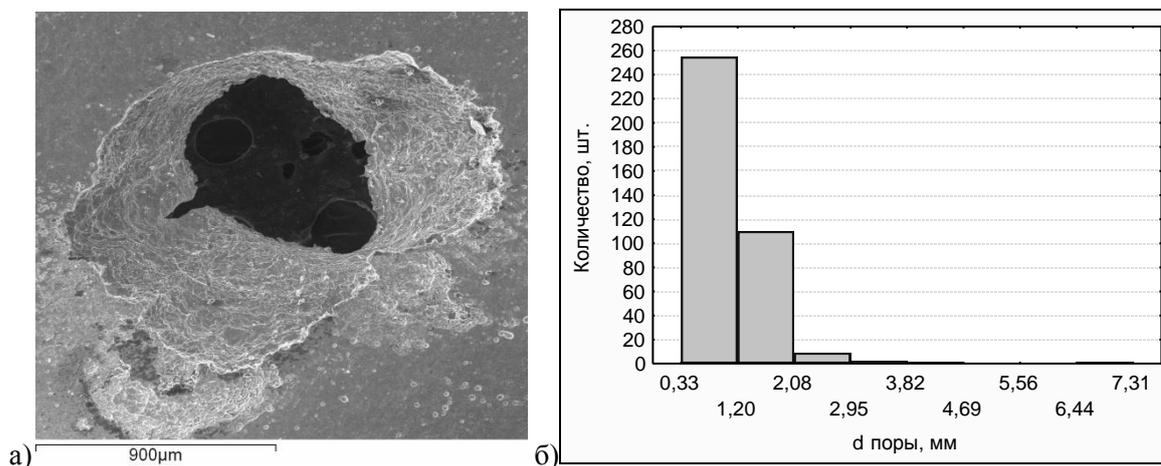


Рисунок 2 – Геометрия пятен коррозии (а) и распределение пятен по размерам (б)

С использованием сканирующего электронного микроскопа HITACHI S800 при увеличениях до $\times 3000$ в очагах коррозии были обнаружены фрагменты межкристаллитной коррозии [3], размер зерна составил 20-50 мкм. Такой излом нередко встречается в сталях данного класса [4]. Излом пластины в области очага коррозии (после вырезки соответствующего фрагмента пластины и последующего его механического разрушения от очага, как концентратора напряжений) был также зернограничным (рис. 3б). Обычно это следствие зернограничных сегрегаций, в частности фосфора (при его высокой концентрации в стали в целом - 0,035 % масс. в данном случае).

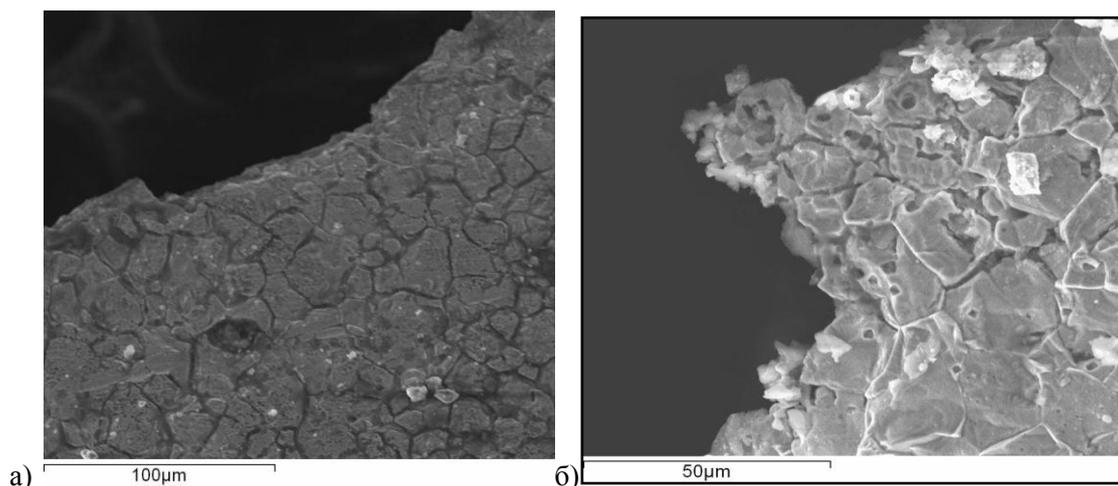


Рисунок 3 – Морфология участка поверхности пластины, примыкающей к очагу коррозии с элементами зернового рельефа (а) и излом пластины в месте, прилегающем к очагу коррозии (б)

На поверхности пластин наблюдались продукты коррозии в виде пятен темно-бурого и чёрного цвета, которые достаточно легко отделялись от пластины, под ними был чистый металл. Для большего числа пятен на дифрактометре ДРОН-3 в $\text{CoK}\alpha$ -излучении в рентгенограммах, найдено 6 линий, соответствующих сильнейшим линиям магнетита Fe_3O_4 - соединения двух- и трехвалентного железа (рис. 4а). Соскобленный порошок осадка удерживался магнитом.

На рентгенограмме черно-бурого осадка (подтёка), снятого с обеих сторон пластины, найдено 12 линий, соответствующие по картотеке ASTM 29-713 соединению Fe_3O_4 и $\text{FeO}(\text{OH})$ (оксид двух- и трехвалентного железа и гидроксид железа) (рис. 4б).

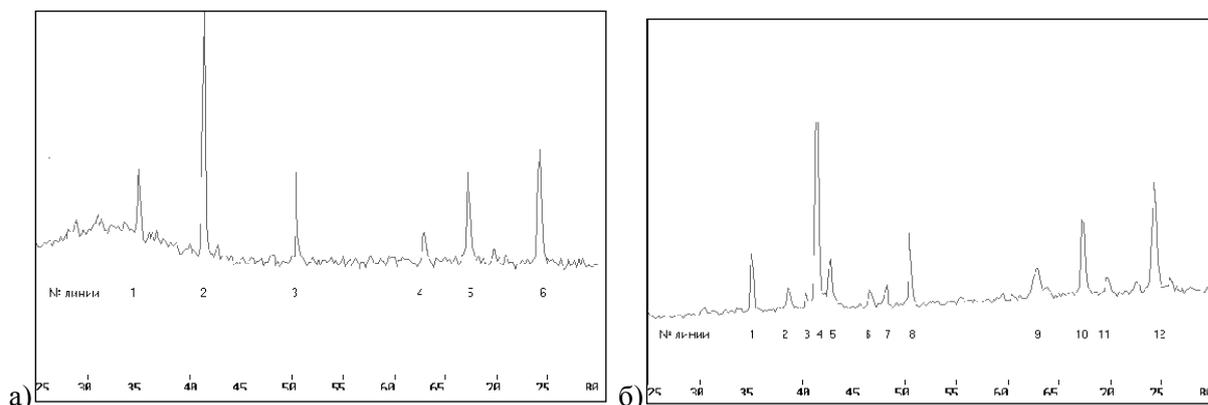


Рисунок 4 - Фазовый анализ пятен черного (а) и темно-бурого (б) цвета

Таким образом, именно повышенное содержание фосфора (образующего зернограничные сегрегации в процессе нагрева, в т.ч. при штатной термической обработке) может быть одним из существенных факторов провоцирующим развитие коррозии по границам зерна аустенита.

Список использованных источников

1. Стеклов О.И. Стойкость материалов и конструкций к коррозии под напряжением. М., Машиностроение, 1990.
2. Акользин П.А., Герасимова В.В., Герасимов В.В., Горбатов В.П. Локальная коррозия металла теплоэнергетического оборудования. М.: Энергоатомиздат, 1992.
3. Петров Л.Н. Коррозия под напряжением. Киев, Вища школа, 1986.
4. Структура и коррозия металлов и сплавов. Атлас. Справочник. / ред. Е.А.Ульянин, М., Металлургия, 1989.

ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРОЗИИ СЛОЖНОЛЕГИРОВАННОГО СПЛАВА В УСЛОВИЯХ ЗНАКОПЕРЕМЕННОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Кузмак А.Е., Есипова Н.Е., Кожеуров А.В., Ицков С.В.

Россия, ИФХЭ РАН, kuzmak@ipc.rssi.ru, nesipova@mail.ru

ON THE PROBLEM OF THE STUDY OF COMPLEX-ALLOY CORROSION UNDER ALTERNATING STRAIN

Kouzmaк A.E., Esipova N.E., Kozheurov A.V., Itckov S.V.

In the present work corrosion of the high-strength steel in a solution 3M HCl is investigated at static deformation of a variable sign. Using the method of coulometry at controlled potential (CCP) in the initial period of corrosion obtained quantification of dissolution of the alloy. It is shown that the study of corrosion kinetics using CCP may be the basis for developing a methodology for assessment of selective corrosion behavior of multiphase alloys in terms of increased aggressiveness.

The comparison of the dissolution rates of the convex and concave plate sides, both at the two-sided and one-sided contact with a liquid phase, exhibited the mechanochemical effect of the strain sign related to the existence of an initial surface tension.

В работе исследовано коррозионное поведение высокопрочной азотосодержащей аустенитной стали 05X22AГ15Н8М2Ф-Ш в растворе 3М HCl при статической упругой деформации переменного знака. Многочисленные механохимические эксперименты с твердым телом, в том числе и коррозионные испытания напряженных образцов исследуемой стали, показали разную скорость растворения в сжатой и растянутой зонах при упругой деформации [1÷3]. Механохимический эффект наблюдался на всех твердых материалах в условиях конкуренции с эффектом коррозионного

растрескивания. По этой причине наиболее отчетливо эффект знака деформации проявляется на начальной стадии процесса коррозии, когда степень дефектности поверхности недостаточна для возникновения коррозионных трещин.

В результате получена оценка растворения поверхностей изогнутых образцов сплава в начальный период коррозии в агрессивной среде. Исследование проводилось как с использованием метода объема выделившегося водорода, так и с помощью метода кулонометрической количественной регистрации продуктов коррозии (метод КРПК). При использовании объемного метода проводилась регистрация кинетики интегрального накопления деполяризатора (водорода) при совместном растворении всех компонентов сплава. Как показано в работах [3-4], эффективным подходом к решению проблемы количественной регистрации *микроколичеств* вещества для систем с различным структурно-фазовым состоянием поверхности служит кулонометрия при контролируемом потенциале и разработанный на её основе метод кулонометрической регистрации продуктов коррозии (метод КРПК). Разработанная методология измерений коррозионной кинетики дала возможность провести регистрацию продуктов коррозии за краткий временной промежуток экспозиции образцов в растворе электролита на уровне долей микрокулона (микрограмма). Экспериментальные данные по растворению напряженных образцов с разным знаком деформации, полученные волюмометрией и КРПК, составили основу для разработки методики прецизионной количественной оценки коррозионной стойкости аустенитных сталей в агрессивных средах.

Эффект знака деформации связан с существованием исходного поверхностного напряжения, существование которого изменяет картину растворения изогнутой пластины и лишает ее симметрии. Сравнением скоростей растворения двух сторон изогнутой пластины, и на основе выведенных и проанализированных кинетических уравнений для двусторонней и односторонней коррозии металлических пластин в условиях деформации [5], установлена связь скорости коррозии с толщиной и кривизной образца. Полученные экспериментальные данные по кинетике коррозии двух поверхностей изогнутой металлической пластины позволили рассчитать важную поверхностную величину – поверхностное напряжение твердого тела на границе с агрессивной средой. Для стального образца марки 05X22AG15H8M2Ф-Ш, эта величина составила 5×10^{10} Па.

Литература

- [1] Беренштейн Г.В., Дьяченко А.М., Русанов А.И. // Докл. АН СССР. 1988. Т. 298. № 6. С. 1402-1405.
- [2] Есипова Н.Е., Блинов Е.В., Мовчан Т.Г., Банных И.О.. Исследование коррозионной стойкости изогнутой пластины из высокоазотистой немагнитной стали 05X22AG15H8M2Ф в агрессивных средах, //Металлы, № 2, 2007, с.69-75.
- [3] Кузмак А.Е., Есипова Н.Е., Кожеуров А.В., Ицков С. В., Блинов Е.В.. О проблеме исследования коррозии сложнолегированного сплава в условиях знакопеременной деформации. «Коррозия: материалы и защита». 2010, № 11-14.
- [4] Кузмак А.Е., Кожеуров А.В., Марин А.В. Кулонометрическая оценка влияния технологии сварки стали 12X18H10Т на коррозию сварных зон. «Коррозия: материалы и защита», 2005, № 1, 43-46.
- [5] Русанов А.И. Механохимия растворения: кинетический аспект. Журнал общей химии, 2007. Т. 77. Вып.4. С.529-542.

ДЛИТЕЛЬНАЯ ПРОЧНОСТЬ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА ЖС36-ВИ С ГРАДИЕНТНЫМ КОМПЛЕКСНЫМ ПОКРЫТИЕМ

Кузнецов В.П., Лесников В.П., Конакова И.П., Мороз Е.В.

Россия, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, turbomet@mail.ustu.ru

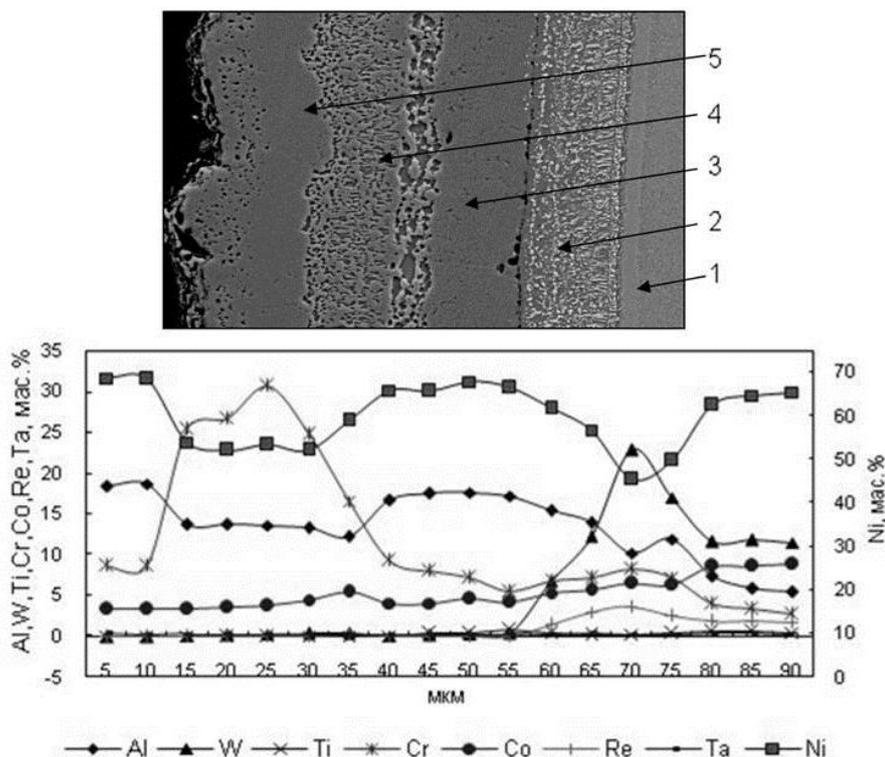
LONG DURABILITY OF A SINGLE-CRYSTAL ALLOY ZHS36-VI WITH GRADIENT A COMPLEX COVERING

Kuznetsov V.P., Lesnikov V.P., Konakova I.P., Moroz E.V.

Investigated the long-term strength of the alloy ZHS36-VI [001] with a graded complex protective coating after long exposure in the temperature range 1050 – 1300C.

Цель работы – исследование длительной прочности монокристаллического сплава ЖС36-ВИ [001] с комплексным градиентным покрытием ГЦП CrAl + ИПП NiCrAlTaReY + ИПП AlNiCrY после высокотемпературных выдержек в интервале температур 1050 – 1300 °С в течение 1 – 1000 часов.

В исходном состоянии внешняя зона комплексного покрытия состоит из легированной хромом β – фазы, содержащий 20% (мас.) Al. Внутренний слой покрытия состоит из смеси легированных β , γ' и γ – фаз, а на границе со сплавом находится легированная β – фаза, содержащая 18% (мас.) Al. Общая толщина диффузионно-конденсационного покрытия составляет 75 – 80 мкм (рис. 1).



1-Прослойка γ' -фазы между сплавом и ГЦП CrAl; 2-Диффузионная зона ГЦП CrAl; 3- β -фаза NiAl ГЦП CrAl; 4-Слой из смеси β -, γ' - и γ -фаз; 5-Слой из легированной β -фазы
Рис. 1. Микроструктура и распределение элементов в комплексном защитном покрытии на сплаве ЖС36-ВИ[001] в исходном состоянии

Проведение высокотемпературных испытаний при $T = 1100 - 1250$ °С показало очень высокую жаростойкость данного защитного покрытия. После высокотемпературных выдержек покрытие утрачивает свое слоистое строение, во внешней зоне покрытия происходит $\beta \rightarrow \gamma'$ распад, но сохра-

няется большое количество β – фазы, содержащей 16 % (мас.) Al. Наблюдается также слой легированной γ' – фазы Ni_3Al и прослойки из γ' – фазы с мелкодисперсными выделениями.

Градиент концентрации по Al на границах ГЦП CrAl – ИПП системы NiCrAlTaReY – ИПП системы Al-Cr-Ni-Y стабилизирует структурное и фазовые состояние комплексного покрытия и значительно повышает структурную стабильность.

Длительная прочность образцов с комплексным покрытием (испытания при $T = 975\text{ }^\circ\text{C}$ и $\sigma = 340\text{ МПа}$) возрастает на 20 – 50% по сравнению с образцами из сплава ЖС36-ВИ без покрытия, особенно в области высоких температур (рис. 2).

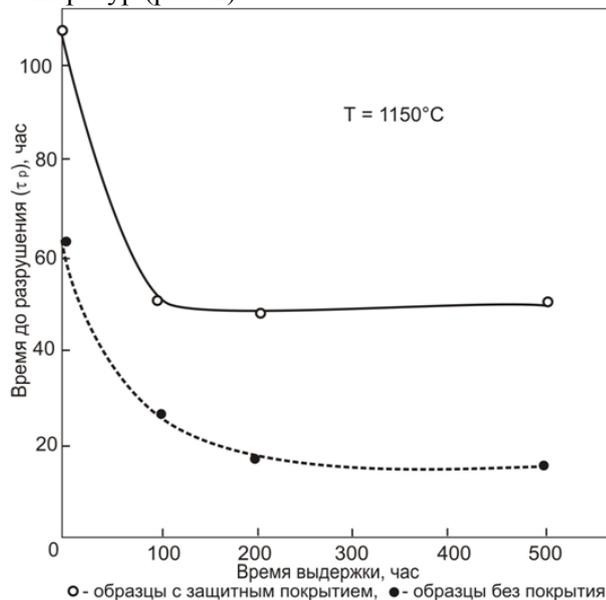


Рис. 2. Изменение длительной прочности образцов из сплава ЖС36-ВИ [001] ($\sigma=340\text{ МПа}$, $T=975\text{ }^\circ\text{C}$) после выдержки при $1150\text{ }^\circ\text{C}$

Комплексное защитное покрытие препятствует высокотемпературному окислению сплава ЖС36-ВИ, тормозит развитие микротрещин на поверхности образцов (рис. 3) и значительно повышает работоспособность и долговечность образцов из монокристаллического сплава ЖС36-ВИ.

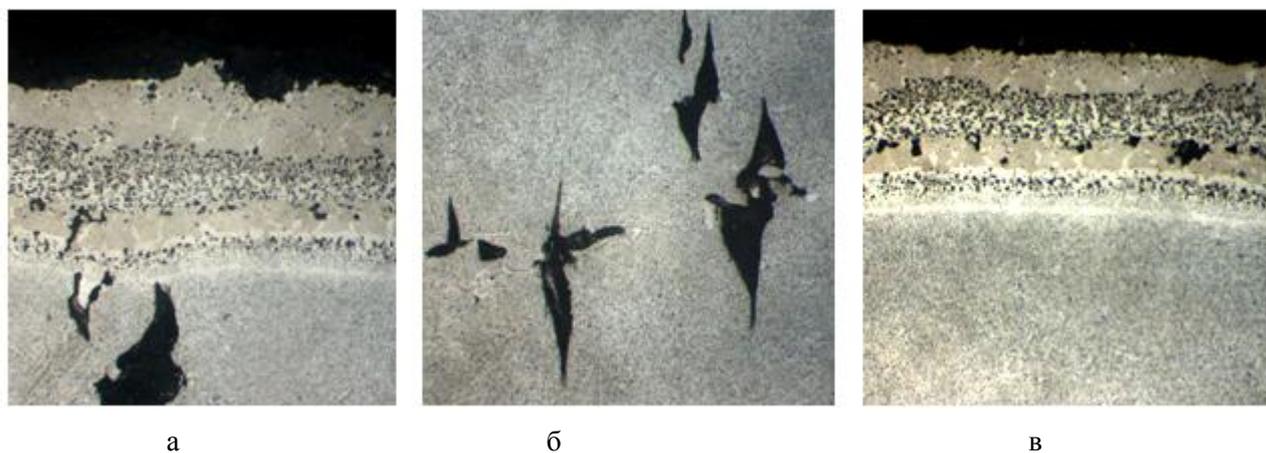


Рис. 3. Характер разрушения образцов из сплава ЖС36-ВИ [001] с комплексным покрытием после испытаний на длительную прочность ($T = 975\text{ }^\circ\text{C}$, $\sigma = 34\text{ кг/мм}^2$, $\tau_p = 111\text{ часов.}$). $\times 400$

Созданное комплексное градиентное покрытие, состоящее из трех слоев: ГЦП CrAl, ИПП системы Ni-Cr-Al-Ta-Re-Y и ИПП системы AlNiCrY, обладающее уникальными защитными свойствами при $1050 - 1250\text{ }^\circ\text{C}$, предназначено для монокристаллических охлаждаемых лопаток перспективных ГТД с температурой газа на входе в турбину $1300\text{ }^\circ\text{C}$.

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА ЖС36-ВИ ПОСЛЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ВЫДЕРЖЕК

Кузнецов В.П., Лесников В.П., Конакова И.П., Попов Н.А.

Россия, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина,
turbomet@mail.ustu.ru

EVOLUTION OF THE STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF SINGLE-CRYSTAL ALLOY ZHS-36 AFTER HIGH-TEMPERATURE EXPOSURES

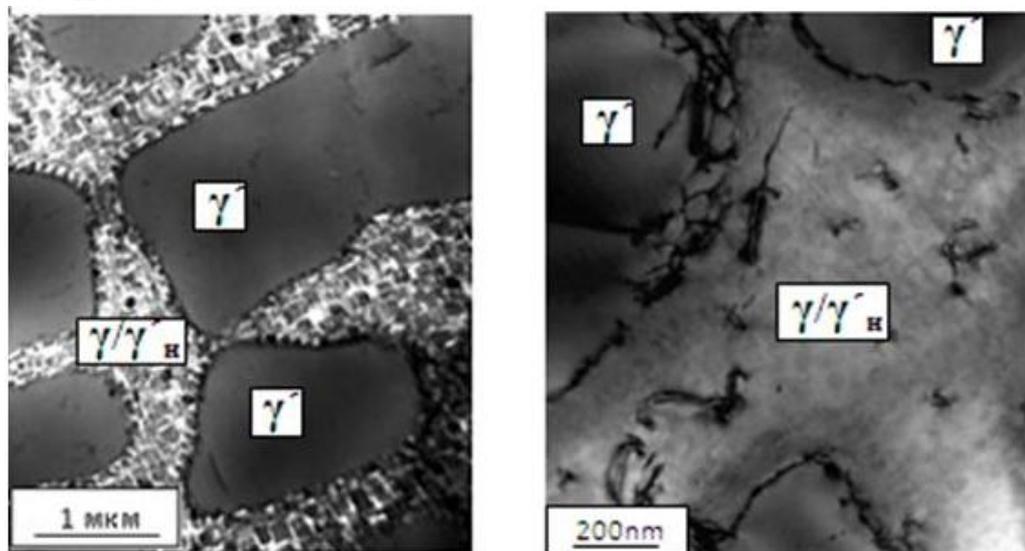
Kuznetsov V.P., Lesnikov V.P., Konakova I.P., Popov N.A.

The features of structural changes and phase transformations in the alloy ZHS36-VI [001] after a lengthy high-temperature exposures. Investigated short-term mechanical properties of the alloy at $T = 25\text{ }^{\circ}\text{C}$ after long exposure.

В процессе длительных высокотемпературных выдержек в интервале температур 1050...1200 °С γ' - фаза теряет свою кубоидную огранку, происходит ее сращивание и интенсивный рост в направлении, перпендикулярном [001], т. е. происходит образование рафт-структуры. Формирование такой структуры обусловлено перераспределением легирующих элементов в матрице (γ - фазе), обогащением граней кубоидной γ' - фазы γ' - образующими элементами сплава. Движущей силой такого изменения морфологии γ/γ' - структуры сплава под влиянием температуры является несоответствие параметров решеток и модулей упругости γ - и γ' - фаз.

При высокотемпературных выдержках также происходит рост прослоек γ - твердого раствора и значительное его обогащение тугоплавкими элементами W, Re, Cr, Mo. При охлаждении образцов от температуры выдержки на воздухе в прослойках из γ - фазы образуется ультрамелкодисперсная смесь ($\gamma + \gamma'_n$) наноразмерного уровня (рис. 1). Мелкие частицы γ'_n - фазы имеют размеры 20...60 нм, а прослойки γ - фазы между частицами γ' имеют толщину порядка 10...20 нм.

Основная особенность структуры сплава ЖС36-ВИ [001] после длительных высокотемпературных выдержек - образование ТПУ - фаз разной морфологии в интервале температур 1050...1200 °С.



а

б

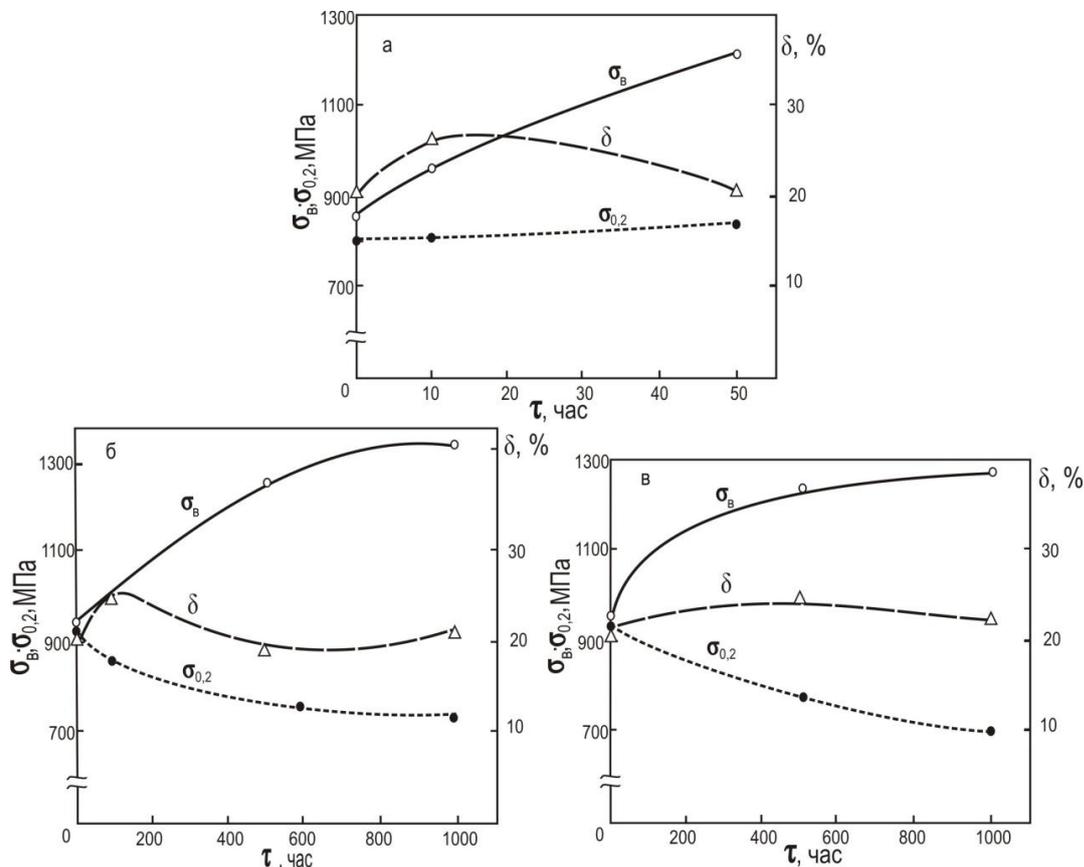
а – 1150°С, 500 час.; б – 1100°С, 500 час.

Рис. 1. Структурное состояние (γ' первичная + смесь γ/γ'_n вторичная наноразмерного уровня) сплава ЖС36-ВИ [001] после высокотемпературных выдержек

Как известно, деформационное поведение и характеристики прочностных и пластических свойств безуглеродистых монокристаллических никелевых сплавов с ($\gamma + \gamma'$) – структурой, в т.ч. и

сплава ЖС36-ВИ, являются структурно-чувствительными. Это подтверждают результаты определения кратковременных механических свойств ($\sigma_{0,2}$; σ_B ; δ) сплава ЖС36-ВИ после длительных высокотемпературных выдержек (рис. 2). Величина предела текучести ($\sigma_{0,2}$) сплава уменьшается, а предела прочности (σ_B) значительно возрастает.

Сопротивление деформированию монокристалла ЖС36-ВИ после температурных выдержек растет с изменением состава γ' - фазы, увеличением энергии и плотности границ γ/γ' за счет образования смеси ($\gamma + \gamma'$) наноразмерного уровня и повышения величины внутренних напряжений.



а – выдержки при $T=1200^\circ\text{C}$; б – выдержки при $T=1100^\circ\text{C}$; в – выдержки при $T=1050^\circ\text{C}$

Рис. 2. Изменение предела текучести ($\sigma_{0,2}$), предела прочности (σ_B) и относительного удлинения (δ) образцов из сплава ЖС36 – ВИ [001] при 25°C после высокотемпературных выдержек

В работе подробно исследованы структура и характер разрушения сплава ЖС36-ВИ (рис. 3).

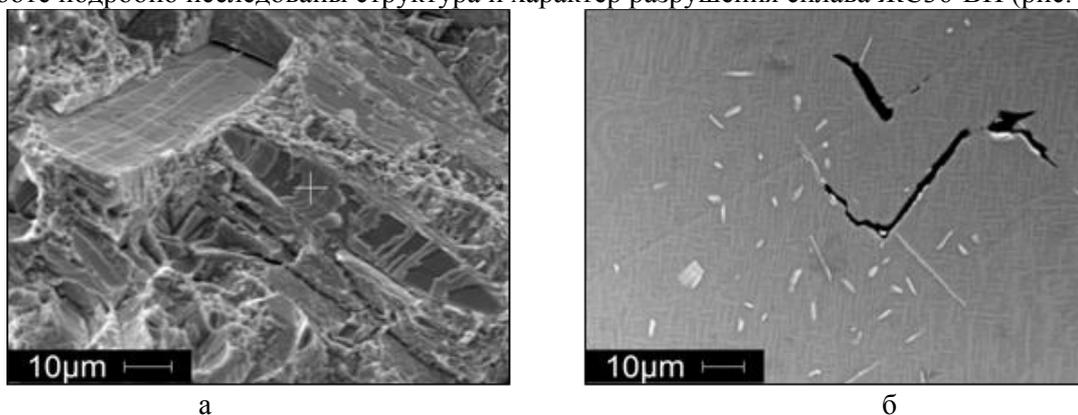


Рис. 3. Излом (а) и образование трещин (б) в сплаве ЖС36-ВИ при растяжении образца после выдержки при $T=1100^\circ\text{C}$, 1000 часов

ИЗМЕНЕНИЕ СВОЙСТВ ТИТАНОВЫХ И ПРЕЦИЗИОННЫХ СПЛАВОВ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ МАГНИТНО-ИМПУЛЬСНЫХ ПОЛЕЙ И КОРОННОГО РАЗРЯДА

Кузьмина А.В., Помельникова А.С., Шипко М.Н.

РФ, МГТУ им. Н.Э. Баумана, fraulein@list.ru

PROPERTIES MODIFICATION OF TITANIUM AND PRECISION ALLOYS UNDER IMPULSE MAGNETIC FIELD AND CORONA DISCHARGE

Kuzmina A.V., Pomel'nikova A.S., Shipko M.N.

In this paper we analyzed the effect of impulse magnetic field and corona discharge on titanium alloy VT23 and sendast precision alloy. The change of specimens surface microhardness obtained by treatment in impulse magnetic field and corona discharge discovered. Microstructure and microhardness of specimens were analyzed. Results were analyzed and discussed.

Для повышения прочности сталей и сплавов необходимо иметь представление о процессах, возникающих в процессе их упрочнения.

Под влиянием воздействия температуры, импульсов, электронов, электромагнитного поля возникают изменения в макро-, микро- и тонкой структуре материала. Большое внимание в последнее время уделяется упрочнению сплавов в результате процессов, возникающих в их тонкой структуре. Значительную роль в происхождении этих процессов играют дислокации. В настоящее время теория дислокаций рассматривает влияние плотности дислокаций, их распределение и особые свойства дислокационных барьеров на прочность материалов. Исходя из этой концепции разрабатываются новые технологии упрочнения, такие как воздействие электро- и магнитными полями, а также обработка лазером.

К современным способам воздействия на кристаллическую структуру и свойства перспективных материалов можно отнести обработку в магнитных полях (импульсных, постоянных) и обработку газовыми электрическими разрядами – коронным, тлеющим. Такие процессы можно характеризовать как низкоэнергетические.

Известно, что на изменение прочностных свойств ферромагнетиков, обработанных в магнитном поле, оказывает влияние изменение плотности дислокаций, вакансий. Исследования подтвердили, что магнитно-импульсное воздействие на прочностные свойства стали связано с изменением плотности дислокаций, которое возникает в результате перестроения доменной структуры материала и изменения размеров области когерентности решетки.

В парамагнетиках по некоторым моделям вся совокупность физических закономерностей, характеризующих магнитозависимые эффекты в немагнитных кристаллах, объясняется в рамках понятия спин-зависимых электронных переходов во время и после магнитного воздействия.

Коронный разряд это новый и малоизученный источник энергии. Обработка в коронном разряде представляет собой сложное многокомпонентное воздействие на металл спектром оптического излучения, электрическим полем в пространстве между электродами, низкоэнергетическими ионами и электронами. Коронный разряд представляет собой одну из форм самостоятельного газового электрического разряда в сравнительно плотном газе. Плотность мощности в разряде составляет 0,24 – 0,27 Вт/см². Для практического применения этот вид разряда обычно создается при нормальном давлении и температуре. Непременным условием возникновения коронного разряда является резкая неоднородность поля.

На примере инструментальной стали Р6М5 видно, что воздействие коронного разряда (низкотемпературной плазмы) вызывает расширение области с высокой степенью порядка атомов и дефектов и перераспределение внутренних напряжений, которое вызывает существенный рост прочности инструмента.

Ряд работ подтверждает эффективность обработки в поле коронного разряда сплавов на основе Fe-B, Fe-Si-Al, оксидов металлов, полимеров, феррогранатовых гетерокомпозиций. Низкотемпературная плазма используется для введения примесей в полупроводниковые кристаллы,

плазменного анодирования. Представляет интерес исследование влияния обработки в поле коронного разряда на свойства титановых сплавов.

Исследовано влияние коронного разряда и магнитно-импульсной обработки на кристаллическую структуру и свойства сплавов ВТ23 и сендаст. Сплав ВТ23 - высокопрочный титановый сплав мартенситного класса. Обширная номенклатура полуфабрикатов позволяет изготавливать из данного сплава сварные, паяные, монолитные конструкции.

Сплав сендаст – твердый раствор кремния и алюминия в решетке α -железа (9,4%Si, 5,2%Al). Важное преимущество этого сплава по сравнению с другими сплавами системы Fe-Si-Al состоит в высоких электромагнитных свойствах, таких как магнитная проницаемость ($\mu_0=35000$, $\mu_{\max}=118000-180000$) и остаточная индукция ($B_s=0,1$ Тл).

Магнитно-импульсную обработку образцов из сплава ВТ23 размером 10x10x10 мм и сплава сендаст размером 0,5x0,5x10мм проводили в магнитно-импульсной установке. Обработывали несколько групп образцов, изменяя следующие основные параметры: напряженность магнитного поля, число импульсов, частоту повторения импульсов.

Образцы из сплава ВТ23 и сплава сендаст обрабатывались в коронном разряде в воздушной атмосфере при комнатной температуре на установке типа «пластина-многоигольчатый электрод». Расстояние между электродами выдерживалось 20-25 мм. Обработывали несколько групп образцов, варьируя время обработки.

В процессе обработки в коронном разряде образцы не претерпевали существенного нагрева. Температура образцов возрастала до 50-60°C в результате того, что плотность тока была 60мкА и излучаемая мощность 0,24-0,27 Вт/см².

В работе использовали методы металлографического анализа, в качестве структурночувствительного параметра была выбрана микротвердость. Анализ микроструктуры проводили на микроскопе Neophot 2, микротвердость образцов измеряли на микротвердомере ПМТ-3.

Полученные результаты позволяют говорить о перспективности использования этих методов обработки для повышения прочности вышеуказанных сплавов

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СТАТИСТИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК РАЗБРОСА МЕХАНИЧЕСКОЙ НАГРУЗКИ НА ВЕРОЯТНОСТЬ РАЗРУШЕНИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ АТОМНЫХ РЕАКТОРОВ

Кузьмичевский А.Ю., Гетман А.Ф.

ОАО «Всероссийский научно-исследовательский институт по эксплуатации атомных электростанций» (ОАО «ВНИИАЭС»), Москва

RESEARCH OF INFLUENCE OF STATISTICAL CHARACTERISTICS OF DISORDER OF MECHANICAL LOADING ON THE PROBABILITY OF DESTRUCTION OF CONSTRUCTIONAL STEELS OF NUCLEAR REACTORS

Kuz'michevskiy A.Y., Getman A.F.

All-Russian Research Institute for nuclear power plant operation (VNIIAES), Moscow

Described a method for assessing equipment life and NPP in the probability aspect. Method is an extension of the classical approach, A.R.Rzhanitsin to determine the probability of structural failure under static loads. The method allows to take into account the quality of structures, equipment and piping according to the criterion of their defects, including after the non-destructive testing and repair of identified defects.

Based on the method developed by computer complex, allows calculations of probability of destruction, leaks and defects in equipment and NPP. In particular, we researched of influence of statistical characteristics of disorder of mechanical loading on the probability of destruction of constructional steels of nuclear reactors.

Описан метод оценки ресурса оборудования и трубопроводов АЭС в вероятностном аспекте. Метод является развитием классического подхода А.Р. Ржаницына к определению вероятности разрушения конструкции при статических нагрузках. Метод позволяет учитывать качество конструкций, оборудования и трубопроводов по критерию их дефектности, в том числе после проведения неразрушающего контроля и ремонта выявленных дефектов.

На основе метода разработан вычислительный комплекс, позволяющий проводить расчет вероятностей разрушения, течей и дефектов оборудования и трубопроводов АЭС. В частности, исследовано влияния статистических характеристик разброса механической нагрузки на вероятность разрушения конструкционных сталей атомных реакторов.

МИКРОСТРУКТУРА, ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПОСЛЕ ТЕПЛОЙ ПРОКАТКИ

Лотков А.И., Кашин О.А., Гришков В.Н., Круковский К.В., Жапова Д.Ю.

Россия, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, lotkov@ispms.tsc.ru

MICROSTRUCTURE, DEFORMATION AND TENSILE FRACTURE OF TINI-BASED SHAPE MEMORY ALLOY AFTER WARM ROLLING

Lotkov A.I., Kashin O.A., Grishkov V.N., Krukovskiy K.V., Zhapova D.Yu.

The change of $Ti_{49,2}Ni_{50,8}$ microstructure on the initial stages of the forming in it an ultrafine grain structure by warm rolling is investigated. Influence of a plastic strain degree on mechanical properties and fracture of $Ti_{49,2}Ni_{50,8}$ is studied. Nonmonotonic dependence of mechanical properties on a strain degree is shown.

В настоящее время показано, что формирование ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры в никелиде титана методами интенсивной пластической деформации (ИПД) позволяет улучшить его механические и функциональные свойства. Одним из возможных методов получения УМЗ структуры в сплавах на основе никелида титана является многопроходная «теплая» прокатка в ручьевых валках. Для разработки такой технологической схемы в настоящей работе проведены исследования структуры, механических свойств и особенностей разрушения при растяжении образцов сплава $Ti_{49,2}Ni_{50,8}$ (ат.%) производства ЗАО «Промышленный центр «МАТЭКС» после горячего передела исходных слитков в прутки диаметром 38 мм при 1073 К и последующего отжига при 773 К в течение 30 мин. (в дальнейшем – исходное состояние), после предварительной осадки при 1023 К и на начальных степенях формирования ультрамелкозернистой структуры тёплой многопроходной прокаткой при 723 К с истинной накопленной деформацией $e=0,07$; $e=0,4$ и $e=0,8$.

Микроструктура материала в исходном состоянии представлена равноосными зёрнами, средний размер которых составил 36 мкм. После горячей осадки при 1023 К в области температур 293 К-321 К в образцах наблюдается в основном ромбоэдрическая мартенситная R фаза и кубическая фаза B2, а при $T > 321$ К происходит мартенситное превращение $R \rightarrow B2$.

Прокатка в ручьевых валках при 723 К до $e = 0.07$ приводит к увеличению среднего размера зёрен до 94 мкм, что почти в 2 раза больше, чем в образцах, подвергнутых предварительному прессованию при 1023 К. Кроме этих крупных зёрен с развитым внутризерненным скольжением наблюдается заметная доля зёрен с размерами от 10 до 50 мкм, в которых отсутствуют следы деформационного процесса. Присутствие недеформированных зёрен в составе микроструктуры деформированных образцов дает основание полагать, что их наличие обусловлено динамической рекристаллизацией в процессе прокатки с последующим протеканием интенсивной метадинамической рекристаллизации при охлаждении образцов от $T_{деф}$.

В результате прокатки на степень деформации $e=0,4$ зёрна становятся вытянутыми в направлении прокатки, их длина в отдельных случаях достигает 100 мкм, при этом поперечный размер варьируется от 2 до 30 мкм. Увеличение степени деформации до $e=0,8$ вызывает уменьшение

поперечного размера вытянутых зерен до 1-3 мкм, лишь для небольшого числа зерен этот размер достигает 10-15 мкм. С увеличением степени накопленной деформации в образцах наблюдается увеличение количества мартенситной фазы В19'.

При растяжении образцов при комнатной температуре для исследованных материалов наблюдали два типа инженерных кривых растяжения (рис. 1). Основным отличием этих двух типов диаграмм является то, что на диаграммах типа 1 нет стадии с отрицательным коэффициентом упрочнения, а на диаграммах типа 2 она наблюдается. Геометрическая форма образцов после разрушения свидетельствует о том, что в первом случае разрушение образцов происходит без образования явно выраженной шейки, а во втором - перед разрушением формируется шейка. В исходном состоянии все образцы разрушались без образования шейки. В остальном диаграммы нагружения для всех исследованных образцов оказались идентичными: на начальных стадиях имеется линейный участок, который сменяется площадкой псевдотекучести, связанной с образованием деформационного мартенсита, а затем идет монотонное повышение напряжения течения до величины предела прочности.

Анализ приведенных результатов позволяет выделить следующие закономерности и особенности деформации исследованных образцов при растяжении.

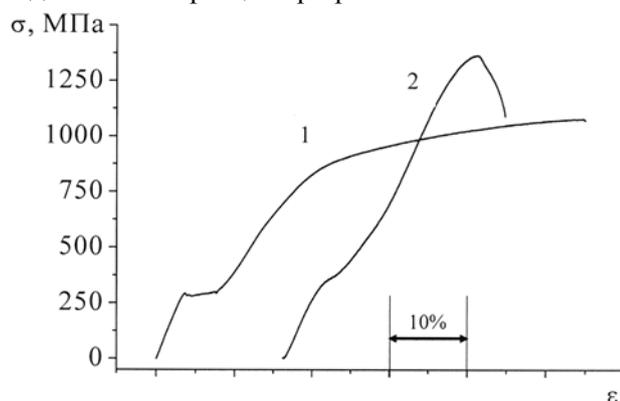


Рис. 1. Инженерные кривые растяжения образцов никелида титана в исходном состоянии (1) и после прокатки в ручьевых валках при 723 К с истинной деформацией $e=0,07$ (2)

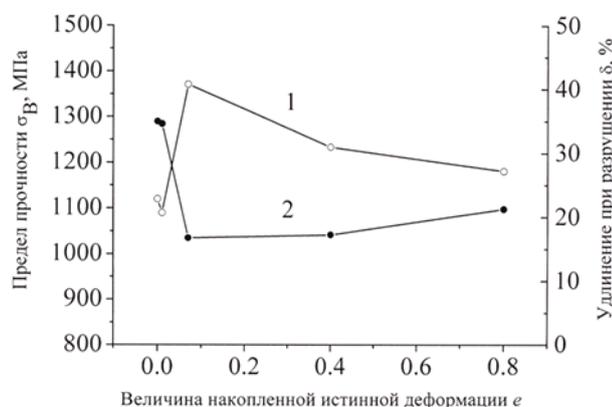


Рис. 2. Зависимость средних значений предела прочности (1) и удлинения до разрушения (2) от степени накопленной истинной деформации

После осадки образцов при 1023 К их предел прочности практически не изменился по сравнению с исходным состоянием (рис. 2). Максимальное значение предела прочности достигается для образцов, подвергнутых многопроходной прокатке с $e=0,07$, при дальнейшем увеличении деформации предел прочности снижается. Но даже при $e=0,8$ среднее значение предела прочности выше, чем для образцов в исходном состоянии.

В зависимости от степени накопленной деформации удлинение до разрушения меняется в противофазе с изменением прочности: чем выше прочность, тем ниже удлинение (рис. 2).

Чем больше степень накопленной при прокатке деформации, тем при меньших напряжениях формируется площадка псевдотекучести.

На поверхности разрушения образцов в исходном состоянии по периметру поверхности разрушения расположена область с довольно гладкой поверхностью. На этой поверхности виден рисунок, который похож на зеренную структуру. При этом размер таких «зерен» значительно меньше исходного размера зерен. Центральная часть поверхности разрушения имеет более развитый рельеф, похожий на ямочный рельеф при вязком разрушении. Размер ямок явно меньше среднего размера зерен, что может свидетельствовать о развитии внутризеренного дислокационного скольжения и фрагментации зерен в процессе нагружения. На всей поверхности разрушения имеется значительное количество пор, а также вторичных трещин. На боковой поверхности, которая до начала испытания была электролитически отполирована, после разрушения образца наблюдается четкий рельеф. Характерные размеры этого рельефа соответствуют размеру зерен, поэтому можно предположить, что он обусловлен разворотом зерен, которые выходят на поверхность образца, в процессе деформации. Внутри зерен на боковой поверхности виден более мелкий рельеф. Судя по морфологии этого рельефа, он обусловлен образованием мартенсита деформации либо дислокационным скольжением. При достаточно большом увеличении на боковой поверхности можно видеть выделения различной дисперсности, расположенные как внутри зерен, так и на границах.

Все образцы в состоянии после многопроходной прокатки разрушались с образованием шейки. На поверхности разрушения также наблюдаются две области, как и для образцов в исходном состоянии. Большую часть занимает область с более гладким рельефом, и лишь в центральной части имеется небольшая область с рельефом, похожим на ямочный излом. При большом увеличении в большинстве ямок видны частицы фазы, отличной от морфологии зерен. Они имеют ограниченную форму, иногда в них видны трещины, они слабо связаны с матрицей. Острые гребни на поверхности излома свидетельствуют о развитой пластической деформации. Можно также отметить наличие пор и трещин на поверхности излома. На боковой поверхности образца сформировался рельеф от зеренной структуры, а ближе к поверхности разрушения этот рельеф выглядит сильно сглаженным вследствие высокой степени деформации в шейке образца.

На поверхностях разрушения как для образцов исходного материала, так и образцов, подвергнутых прокатке, размеры структурных элементов практически одинаковы. По-видимому, это может свидетельствовать о том, что разрушение этих образцов происходит после формирования в них в процессе нагружения определенной критической структуры.

Полученные в настоящей работе экспериментальные результаты, с одной стороны, позволяют сделать предположения о возможных механизмах влияния интенсивной пластической деформации на механические свойства никелида титана, а, с другой стороны, позволяют подбирать наименее затратные технологические режимы теплой прокатки для получения в никелиде титана необходимого уровня прочности и пластичности.

ПРОЧНОСТЬ АЛЮМИНИЯ ПРИ НАГРУЗКЕ В КОНТАКТЕ С ГАЛЛИЙСОДЕРЖАЩИМ РАСПЛАВОМ

Малкин А.И., Бессонов А.И., Занозин В.М., Полукарова З.М.

Россия, Институт физической химии и электрохимии им. А.Н.Фrumкина, zmpol@rambler.ru

STRENGTH OF ALUMINUM IN THE LOAD IN CONTACT WITH GALLIUM-MELT

Malkin A.I., Bessonov A.I., Zanozin V.M., Polukarova Z.M.

The paper presents experimental test results of some mechanical properties of polycrystalline aluminum at its contact with the gallium melt.

Поликристаллический алюминий и ряд алюминиевых конструкционных сплавов катастрофически охрупчиваются при контакте с галлийсодержащими расплавами. При достаточно длительной предварительной выдержке в расплаве прочность указанных материалов снижается на

несколько порядков, а в некоторых случаях падает до нуля. Соответственно, энергоемкость измельчения полностью активированных сплавов алюминия мала. Однако время выдержки, необходимое для проникновения компонентов расплава вдоль межзеренных границ массивных образцов, весьма велико. Поэтому значительный интерес представляет возможность разрушения образцов непосредственно с расплавом, т.е. возможность использования расплава в качестве размольной среды. В связи с этим необходимо оценить влияние тонкой поверхностной пленки расплава на основные механические характеристики материала.

Испытания механических свойств при одноосном растяжении проводили на цилиндрических образцах диаметром 0,8 мм, длиной 40 мм из проволоки технического алюминия марки А0 с использованием установки МП-2С конструкции ИФХЭ РАН, скорость деформации составляла 5 мм/мин.

В качестве активной среды использован расплав Ga:In:Sn = 6:3:1. Расплав в количестве 2,5...3 мг наносили при механическом снятии оксидного слоя с центральной части образца. Время от момента нанесения расплава до начала приложения нагрузки составляло 25...35 с, что исключало заметное проникновение расплава вдоль межзеренных границ в ненагруженном образце. Опыты проводились на воздухе при комнатной температуре и относительной влажности 60...88%. Для отжига образцов использовалась муфельная печь МП-2У с автоматическим контролем температуры.

Испытанию подвергались образцы сплава после предварительного деформирования (обжатия) прокаткой и после отжига при 330 °С в течение 30 мин (таблица).

Таблица

Прочность и пластичность образцов А0 при растяжении

Образец	Среда	Предел прочности, Мн/м ²	Относительное удлинение, %
Отожженный	воздух	84,47±9,33	26,20±2,60
	расплав	41,69±2,65	2,80±0,27
Степень обжатия 75%	воздух	221,67±10,83	7,12±0,56
	расплав	164,33±28,67	4,87±1,07

Большой разброс экспериментальных данных связан, очевидно, с ярко выраженной коаксиальной текстурой проволочных образцов. Дальнейшие исследования проводили на плоских образцах в условиях обычно не применяемых для алюминия - при чистом изгибе.

Для испытаний использованы пластины размером 65×12 мм из листового алюминия А0 толщиной 1 мм с использованием универсальной установки МП-2С (расстояние между опорами 50 мм, между клиньями – 20 мм). Металлографическая аттестация металла выявила достаточно равноосные зерна со средним размером около 30 мкм.

На рис.1 представлена фотография пластин, нагруженных при изгибе: исходный образец (1а) изогнут до предела возможности испытательной установки (реальный изгиб 180° многократно), активированный – сломался без следов пластической деформации (изгиб 0°).



Рис.1. Исходный алюминиевый образец (а) и образец с полоской галлийсодержащего расплава (б) после приложения изгибающей нагрузки.

Влияние времени выдержки активированного образца до момента приложения нагрузки на величину напряжения разрушения показано на рис.2. Скорость нагружения 5 мм/мин. Влияние самой скорости нагружения показано на рис.3.

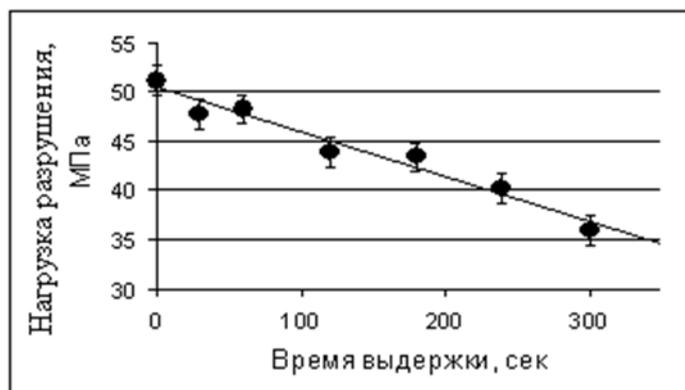


Рис.2. Влияние времени выдержки активированных образцов до приложения нагрузки на напряжение их разрушения.

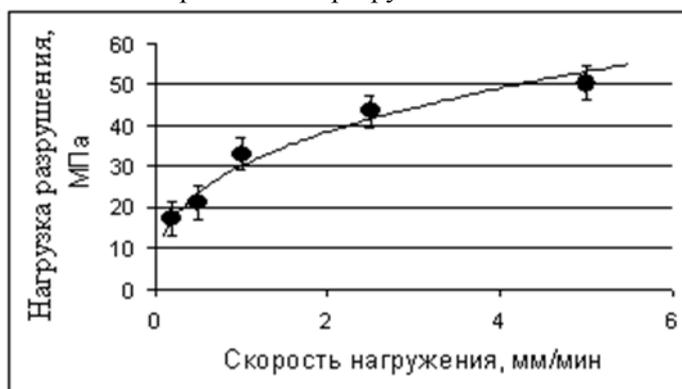


Рис.3. Влияние скорости нагружения на напряжение разрушения активированных образцов.

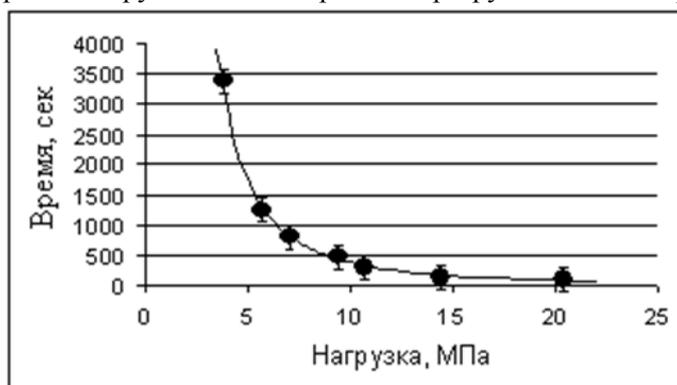


Рис.4. Влияние величины статической нагрузки в условиях чистого изгиба на время до разрушения образцов активированного алюминия

На рис.4 представлены результаты испытаний на усталость образцов активированного алюминия при разных величинах статической нагрузки.

Выводы

Полученные результаты показывают, что компактный алюминий после контакта с галлийсодержащим расплавом может быть подвергнут обработке методами порошковой металлургии.

ИЗМЕНЕНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА ДЕФОРМИРУЕМЫХ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ ПРИ НАГРЕВЕ

Мальцева Л.А., Юровских А.С., Мальцева Т.В., Шарапова В.А., Цаплина Е.М.

ФГАОУ ВПО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина», г. Екатеринбург, Россия, mla44@mail.ru

Фазовые превращения, происходящие в сплавах при холодной пластической деформации, оказывают существенное влияние на все показатели прочностных свойств. В метастабильных сталях, в которых при холодной пластической деформации обнаруживается протекание мартенситных $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha$ превращений наблюдается существенное возрастание прочностных, а иногда и пластических свойств. Последеформационный нагрев метастабильных аустенитных сталей обычно приводит к дополнительному повышению прочностных свойств вследствие процессов старения, протекающих в ОЦК-фазе (мартенсите деформации) и ГЦК-фазе (аустените). Для уточнения температурных интервалов и выяснения морфологии выделяющихся фаз были проведены дифференциально-сканирующая калориметрия, высокотемпературная рентгенография и электронно-микроскопические исследования холоднодеформированных образцов на двух метастабильных аустенитных сталях 03X14N11K5M2ЮТ и 03X14N11KM2ЮТ, различающихся легированием по кобальту. Анализ кривых ДСК нагрева холоднодеформированных образцов позволил отметить появление значительных экзо- и эндоэффектов в области низких температур 300..650° С, которые связаны с выделением интерметаллидной фазы из ОЦК-твердого раствора – мартенсита деформации ($\alpha \rightarrow \text{NiAl}$) с последующим ее растворением. Размытый в интервале температур 700..1000° С экзотермический эффект максимальной площади связан с наложением протекания $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения и, по-видимому, как наблюдалось и для закаленной стали, выделением χ -фазы в результате распада δ -феррита ($\delta \rightarrow \chi + \gamma$), а также из γ -твердого раствора, с дальнейшим растворением выделившейся высокотемпературной интерметаллидной фазы, очевидно, по реакции: $\chi \rightarrow \delta + \gamma$. Обнаружено также наличие высокотемпературного пика в деформированной стали с пониженным содержанием кобальта, который указывает на процессы образования высокотемпературного δ -феррита. Увеличение площади низкотемпературного экзоэффекта в интервале температур 300...500° С, по сравнению с закаленным состоянием, очевидно, связано с увеличением объемной доли выделяющихся интерметаллидных фаз в результате распада ОЦК-твердого раствора, появление которого обусловлено действием пластической деформации, который накладывается на слабо выраженный распад ГЦК-твердого раствора, приходящийся на этот же температурный интервал. Терморентгенографический анализ показал, что в структуре деформированных образцов при комнатной температуре в основном присутствуют две фазы: ГЦК-фаза (аустенит) и ОЦК (мартенсит деформации, а для стали с пониженным содержанием кобальта и δ -феррит). Причем мартенсит деформации существует до температуры 600° С в сталях 03X14N11K5M2ЮТ, сохранение ОЦК-фазы в стали 03X14N11KM2ЮТ до более высокой температуры свидетельствует о наличии в структуре δ -феррита, который распадается в интервале температур 600..700° С, очевидно по реакции $\delta \rightarrow \chi + \gamma$. Температурный интервал существования χ -фазы, выделившейся из аустенита для обеих сталей: 700..1000° С. Сравнение терморентгенограмм сталей двух групп показало, что в стали с пониженным содержанием кобальта появление χ -фазы наблюдается при более низкой температуре. Данный факт можно связать с распадом δ -феррита. Проведенные электронно-микроскопические исследования деформированных и состаренных образцов показали, что фазой ответственной за упрочнение при старении холоднодеформированных сталей является фаза NiAl с упорядоченной кристаллической решеткой типа В2. Образовавшиеся частицы интерметаллидной фазы NiAl, имеют нанокристаллические размеры, являются высокодисперсными, что чрезвычайно важно при получении проволоки тонких размеров. Электронно-микроскопические исследования показали также присутствие в структуре некоторого количества высокотемпературной χ -фазы, обнаруживающейся после закалки.

Работа выполнена в рамках целевой программы (тема № 2243), рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» (тема № 62261).

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МАРТЕНСИТНОГО СПЛАВА Cu-Al-Ni ДЕФОРМИРОВАННОГО СЖАТИЕМ

¹Матлахов А.Н., ¹Брага Ф.О., ¹Матлахова Л.А., ²Заболотный В.Т.

¹Бразилия, Университет Штата Рио де Жанейро <anatoli@uenf.br>

²Россия, Институт Металлургии и Материаловедения им. А.А. Байкова РАН <palii@ultra.imet.ac.ru>

STRUCTURE AND PROPERTIES OF A Cu-Al-Ni MARTENSITIC ALLOY SUBMITTED TO DEFORMATION BY COMPRESSION

Matlakhov A.N., Braga F.O., Matlakhova L.A., Zabolotny V.T.

In the present work, through the techniques of microanalysis, atomic emission spectroscopy, X ray diffraction, optical and scanning electronic microscopy, atomic force microscopy and four-point probe method (resistivity), the structure, properties and mechanical behavior of the polycrystalline martensitic alloy with nominal composition Cu-13.8%Al-4.0%Ni (wt.%), based on the intermetallic compound Cu₃Al, submitted to quenching and deformation by compression have been studied. It was produced by the plasma melting process, injection molded and, after the betatization (850°C; 15min), quenched in water.

Сплавы системы Cu-Al-Ni на основе интерметаллида Cu₃Al принадлежат к широкой группе материалов которые проявляют эффект памяти формы (ЭПФ) связанный с обратимыми мартенситными превращениями (ОМП). В монокристаллических сплавах ОМП происходят в узком температурном интервале и не приводят к накоплению значительной упругой деформации. В поликристаллических сплавах характеристики ЭПФ во многом зависят от способа их получения и последующей термической обработки. В настоящей работе методами рентгеновского микроанализа, атомно-эмиссионной спектроскопии, рентгеновской дифрактометрии, оптической. сканирующей электронной и атомно-силовой микроскопии и омического сопротивления исследованы химический и фазовый состав, структура, удельное электросопротивление и механическое поведение сплава номинального состава Cu-13,8%Al-4,0%Ni (вес.%), полученного плазменной плавкой и закаленного в воду от 850°C. Механические испытания при сжатии сплава, вплоть до его полного разрушения, проводили на установке INSTRON-5582 при скорости деформации 0,1мм/мин.

Установлено, что сплав в исходном состоянии (ИС) имеет химический состав близкий к номинальному (Cu-14,08%Al-3,67%Ni) и характеризуется однородным распределением компонентов.

Микроструктура сплава в исходном (ИС) и деформированном состоянии (ИС+Д), а также после закалки (ЗС) и деформации (ЗС+Д), характеризуется большой дисперсией размеров зерен при среднем размере ~100мкм. Микротвердость и электросопротивление сплава увеличиваются после его закалки и деформации: 320HV и 11,61мкОмсм (ИС), 380HV и 19,90мкОмсм (ИС+Д), 400HV и 22,20мкОмсм (ЗС), 450HV и 25,97мкОмсм (ЗС+Д), соответственно.

Фазовый состав сплава представлен мартенситными β'_1 и γ'_1 фазами, высокотемпературной β_1 фазой и мартенситной промежуточной R фазой (Рис. 1), причем закалка и деформация сплава инициирует мартенситные превращения $\beta_1 \rightarrow \beta'_1 + \gamma'_1$ и $\beta'_1 + \gamma'_1 \rightarrow R$. Мартенситные составляющие сплава имеют вид параллельных и перекрещенных ламелей нанометрических размеров (Рис. 2), особенно в закаленном и деформированном сплаве, где наблюдаются также очень тонкие двойники.

Механическое поведение сплава в ИС и ЗС характеризуется, в целом, его упругой реакцией на приложенную нагрузку (Рис. 3). Однако, для сплава в ЗС деформированного выше 1,5% наблюдается тенденция к образованию площадки псевдо-текучести, которая встречается на кривой деформации монокристалла Cu-Al-Ni близкого состава при степенях деформации от 1,5% до 10%. Высокая упругость сплава в ИС и ЗС, подвергнутого деформации сжатием, объясняется упругостью мартенсита, доминирующего в структуре, и кристаллографической переориентацией мартенситных фаз внутри зерен, спровоцированной приложенным напряжением, которые сохраняются в сплаве вплоть до его полного разрушения. Следует также отметить, что развитие ОМП и переориентация мартенситных ламелей не происходят одновременно и одинаковым способом во всех зернах сплава, поскольку действующие напряжения генерируют в них различные степени деформации и различные по типу и количеству структурные дефекты. По этим причинам, значения микротвердости и

удельного электрического сопротивления деформированного сплава (ИС+Д; ЗС+Д) являются большими и имеют большую дисперсию в сравнении со сплавом в ИС и ЗС.

Морфология разрушения незакаленного и закаленного сплава является типичной для хрупкого ручьистого излома (Рис. 4), имея межкристаллитный и транскристаллитный характер разрушения, при этом в сколе зерен можно наблюдать линии скольжения, обусловленные протеканием ОМП.

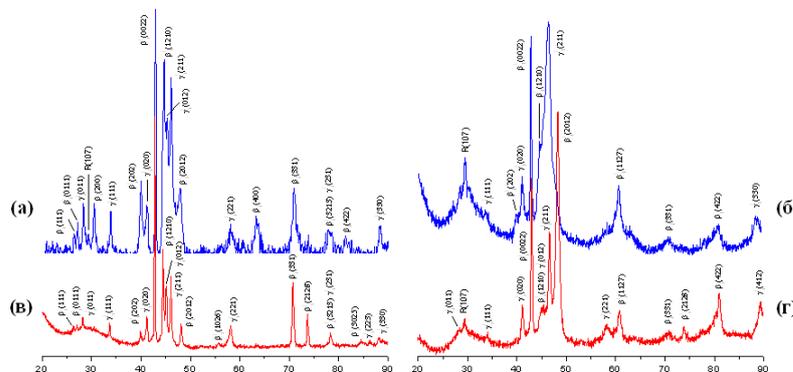


Рис. 1. Дифраграммы сплава: (а) ИС; (б) ИС+Д; (в) ЗС; (г) ЗС+Д.

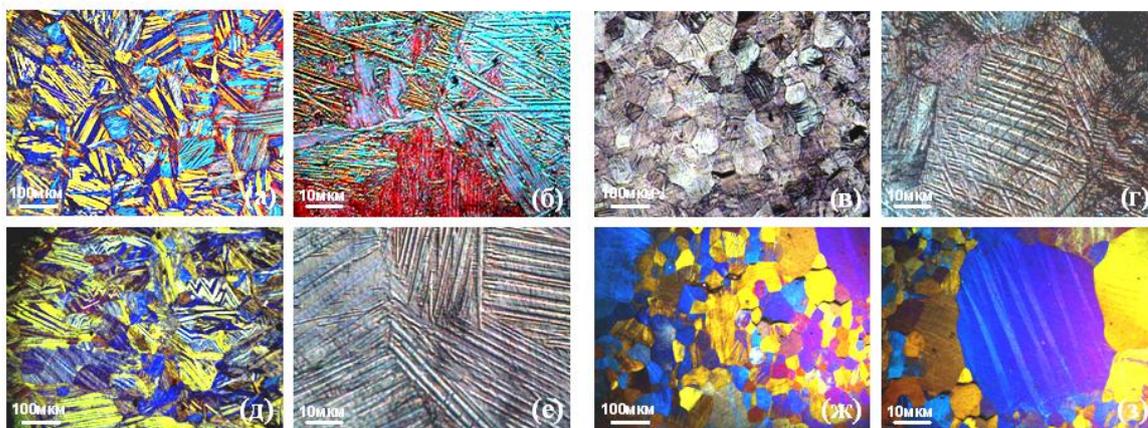


Рис. 2. Мартенситная структура сплава: (а,б) ИС; (в,г) ИС+Д; (д,е) ЗС; (ж,з) ЗС+Д.

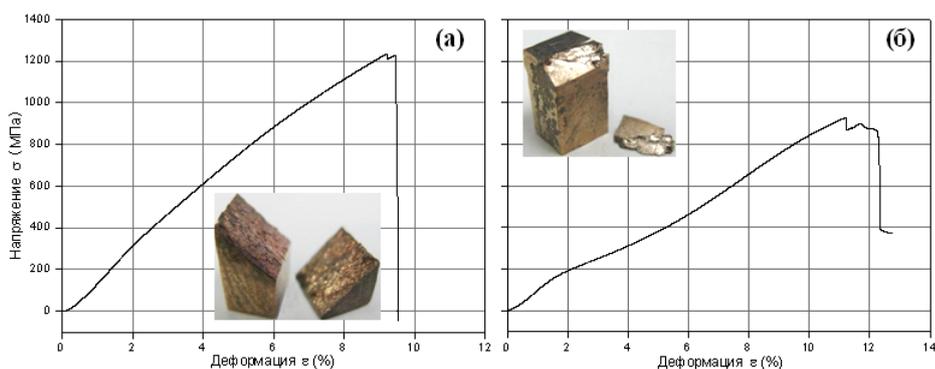


Рис. 3. Кривые деформации сплава: (а) ИС+Д; (б) ЗС+Д.

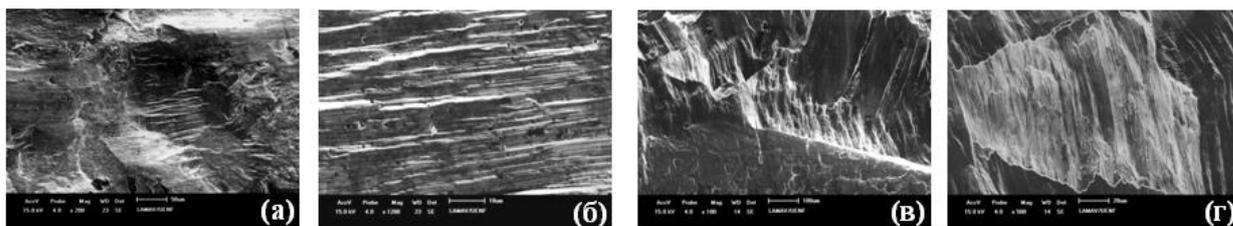


Рис. 4. Морфология разрушения сплава: (а,б) ИС+Д; (в,г) ЗС+Д.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЯ ПОД НАГРУЗКОЙ НА МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО Cu-Al-Ni СПЛАВА

¹ Матлахова, Л.А., ¹ Перейра Э.К., ¹ Матлахов, А.Н., ² Колмаков А.Г.

¹ Бразилия, Университет Штата Рио де Жанейр <lioudmila@uenf.br>

² Россия, Институт Металлургии и Материаловедения им. А.А. Байкова РАН
<kolmakov@ultra.imet.ac.ru>

INFLUENCE OF THERMOCYCLING TREATMENT UNDER LOADS ON MECHANICAL BEHAVIOR OF MONOCRYSTALLINE Cu-Al-Ni ALLOY

Matlakhova L.A., Pereira E.C., Matlakhov A.N., Kolmakov A.G.

In this work, a monocrystalline Cu-13.7wt.%Al-4.2wt.%Ni alloy was submitted to thermal cycling treatments under three different constant loads (TCL), corresponding to the elastic stress levels of 0.11, 0.26 and 0.53 MPa. The objective of this work was to investigate the mechanical behavior under compression and fracture of the monocrystalline alloy after 500 cycles of TCL. Compression tests were carried out until fracture in an Instron machine at room temperature. The structure was analyzed by X-ray diffraction and the fracture surface was analyzed by scanning electron microscopy.

Сплавы с обратимыми мартенситными превращениями (ОМП), способными проявлять эффект памяти формы (ЭПФ), вызывают особый интерес благодаря их применению в силовых исполнительных элементах различных конструкций. Одна из проблем их практического использования связана с возможными изменениями структуры и свойств при многократной реализации ЭПФ под нагрузкой. Цель настоящей работы заключалась в изучении механического поведения и характера разрушения при деформации сжатием монокристаллического сплава Cu-13,7%Al-4,2%Ni, предварительно подвергнутого 500 циклам нагрева и охлаждения в интервале температур от 0 до 100°C, который включает критические температуры ОМП. Монокристаллический сплав был получен в Санкт-Петербургском Государственном Политехническом Университете и поставлен в виде цилиндрического слитка диаметром 4,0мм. Термоциклирование сплава при приложении трех различных нагрузок (ТЦН1=0,11МПа, ТЦН2=0,26МПа и ТЦН3=0,53МПа), которые были намного меньше предела псевдотекучести сплава (~100МПа), проводили с помощью специально разработанного устройства [1]. Механические испытания при сжатии сплава, вплоть до его разрушения, выполнены на установке Instron-5582 со скоростью деформации 0,1мм/мин. Структурные исследования сплава выполнены методами рентгеновской дифрактометрии и сканирующей электронной микроскопии.

Установлено, что характер механического поведения сплава в исходном состоянии (ИС) и после трех ТЦН является, в целом, идентичным (Рис. 1): при деформации до ~2% реакция сплава на приложенное напряжение является упругой, при постоянном напряжении ~80-100МПа наблюдается площадка псевдотекучести протяженностью до ~8-9% деформации и при дальнейшем повышении напряжения происходит упругая деформация сплава, вплоть до его разрушения.

Различия в механическом поведении сплава, подвергнутого деформации сжатием, заключаются в величинах критических напряжений и деформации (Рис. 2), например, после ТЦН2 и ТЦН3, сплав проявляет большую устойчивость к разрушению и повышенную общую пластичность, что указывает на важность предварительной термоциклической обработки.

Разрушение сплава в исходном состоянии происходит по плоскости ориентированной в 45° к направлению приложенной нагрузки, а сплава после ТЦН - по плоскостям ориентированным в 45° и 30°. Морфология разрушения сплава является типичной для хрупкого ручьистого излома (Рис. 3), при этом в сколе можно наблюдать линии скольжения и полиэдрические «слоистые» блоки, обусловленные протеканием ОМП под нагрузкой.

Показано, что деформация сплава в исходном состоянии и после ТЦН инициирует ОМП в направлении $\beta'_1 + \gamma'_1 \rightarrow \beta_1 + R\gamma'_1$ (Рис. 4), т.е., под нагрузкой, мартенситные β'_1 и γ'_1 фазы превращаются в высокотемпературную β_1 фазу, которая, при разгрузке, частично переходит в мартенситные фазы [2].

1. Matlakhova L.A. et. al. Stress assisted thermal cycling treatment of a monocrystalline Cu-Al-Ni alloy. *Materials Science Research Journal*. 2011, v.5, n.1, p.31-50.
2. Chen H.R. *Shape Memory Alloys: Manufacture, Properties and Applications*. New York, 2010, p.113-143.

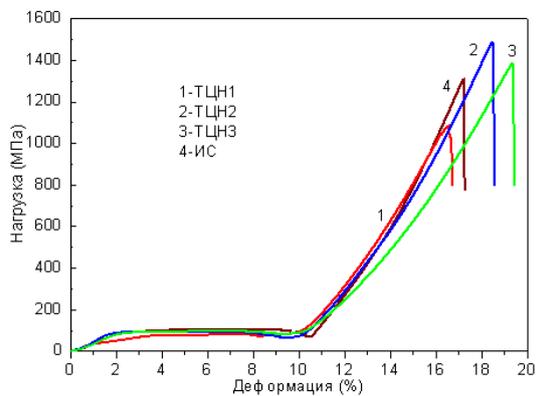


Рис. 1. Кривые деформации сплава

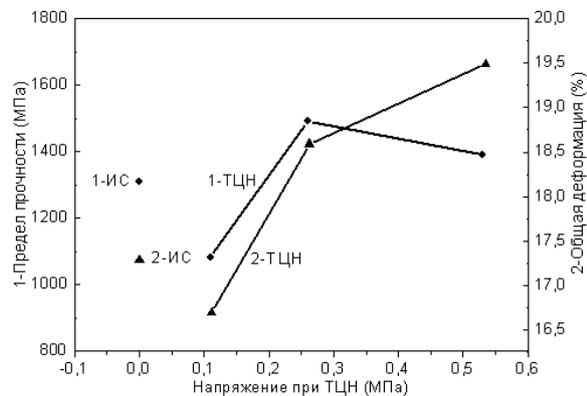


Рис. 2. Предел прочности и общая деформация сплава.

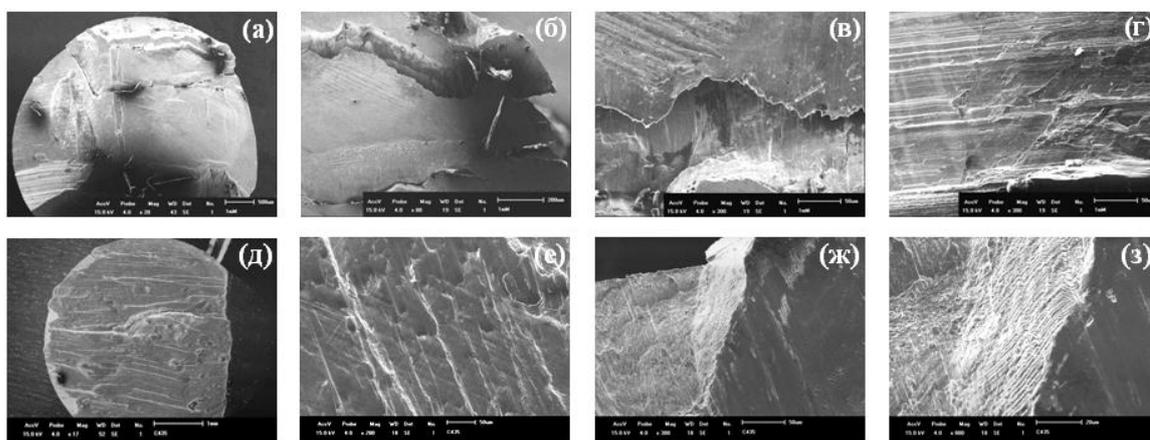


Рис. 3. Поверхность разрушения сплава: (а-г) ИС; (д-з) ТЦН2.

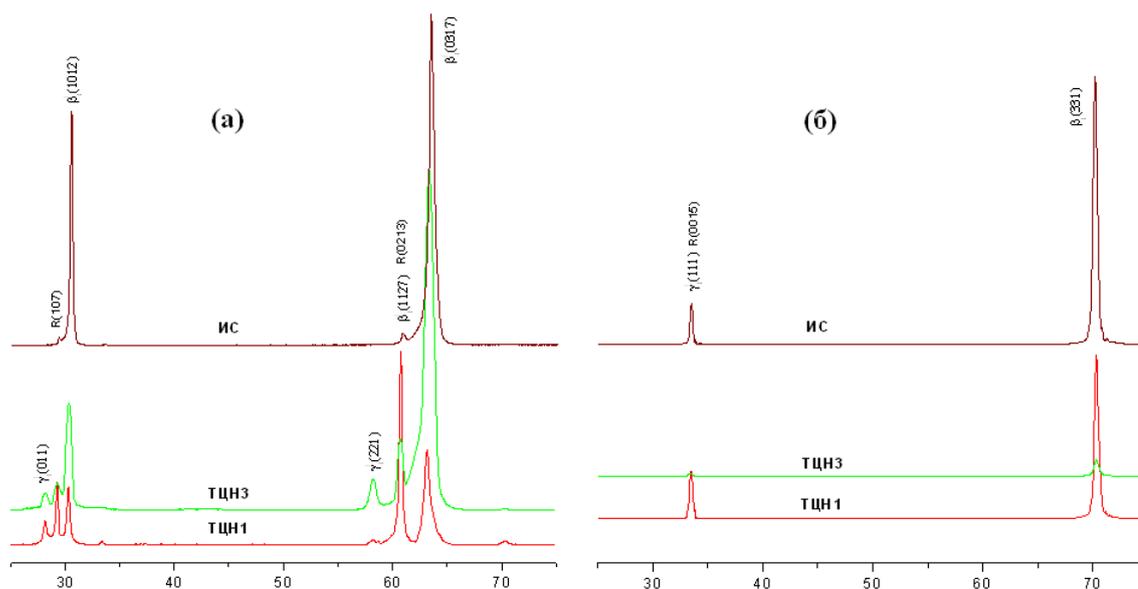


Рис. 4. Рентгенограммы сплава: (а) до деформации; (б) после деформации.

ВЛИЯНИЕ ТЕКСТУРЫ НА ФОРМИРОВАНИЕ ТВЕРДОФАЗНОГО СОЕДИНЕНИЯ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 В РАЗНЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЯХ

Мухаметрахимов М. Х.

Россия, Учреждение Российской академии наук Институт проблем сверхпластичности металлов
РАН, msia@mail.ru

Известно [1], что диффузионная сварка (ДС) является структурно-неконтролируемым технологическим процессом. Это обстоятельство накладывает существенные ограничения на применение ДС при изготовлении силовых конструкций ответственного назначения. Одной из причин, сдерживающих широкое применение ДС при изготовлении конструкций из титановых сплавов, является трудность получения качественного твердофазного соединения (ТФС) при малой накопленной деформации свариваемых элементов. Связано это с тем, что в процессе сварки под действием сжимающих усилий, обеспечивающих формирование физического контакта и активацию свариваемых поверхностей, деформируется весь объем соединяемых элементов. Факторами, влияющими на длительность стадии образования физического контакта и, как следствие этого, величины накопленной деформации свариваемых элементов, являются размер зерна и геометрия микровыступов на контактных поверхностях. Также известно, что анизотропия напряжений течения, обусловленная наличием металлографической текстуры [2], является отрицательным фактором при изготовлении и эксплуатации изделий.

Для изучения ТФС были получены прицельные фольги из зоны сварного соединения. Металлографические исследования показали, что протяженность пор относительно межфазных границ в зоне ТФС с увеличением степени деформации уменьшается. Если кристаллиты ориентированы перпендикулярно действующей нагрузке, формоизменение при образовании физического контакта осуществляется, главным образом, за счет внутризеренного скольжения. В рассматриваемом соединении присутствуют дефекты в виде мелких пор (указано стрелкой) (рис.1, 2). Для обеспечения активизации контактирующих поверхностей кристаллы следует ориентировать с учетом действующих систем скольжения. С повышением угла разворота α -пластин относительно направления деформации в одинаковых условиях повышается качество ТФС путем деления и заполнения пластичной β -фазой (рис.3).

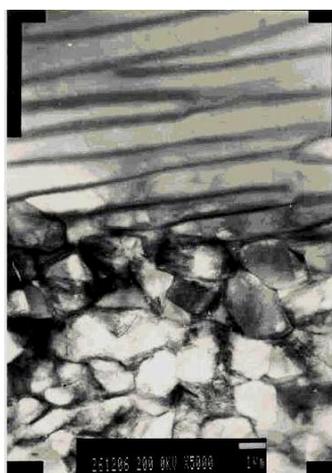


Рис.1



Рис.2

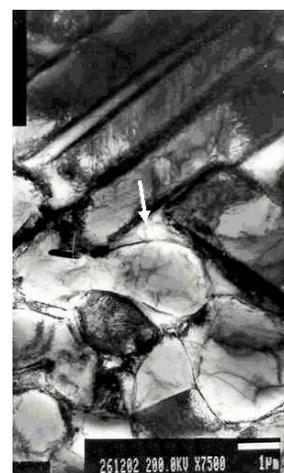


Рис.3

Список литературы:

1. Э.С. Каракозов, Л.М. Орлова, В.В. Пешков, В.И. Григорьевский. Диффузионная сварка титана. М.: Металлургия, 1977, 272 с.
2. P.G. Partridge, D.S. McDermid, A.W. Bowen // Acta Metall. 33, №4, 1985 pp. 571-577.

ЭКСПЛУАТАЦИОННАЯ НАДЕЖНОСТЬ АЛЬТЕРНАТИВНЫХ АВТОМАТНЫХ СТАЛЕЙ

Никитин М.С., Рябов А.В.

Россия, ГОУ ВПО «ЮУрГУ», zuehir@yandex.ru

RELIABILITY OF ALTERNATIVE FREE-MACHINING STEELS

Nikitin M.S., Ryabov A.V.

The paper discusses the issues of applied materials science concerning the problem of reliability of free-machining steels viewed through the prism of interrelation of durability of a part and a complex of its mechanical characteristics. In the course of studies of a group of structural steels containing a non-traditional alloying component increasing machinability one estimated recovery of this component and homogeneity of its height distribution in the ingot as two factors immediately affecting anisotropy of the metal and thus safety margin of structural elements. Influence of the proposed alternative addition on a number of mechanical properties of the chosen steel grades was also analyzed.

На сегодняшний день в условиях повсеместного стремления к повышению производительности труда и наращиванию объёмов производства актуальным направлением становится разработка материалов, позволяющих использовать прогрессивные методы получения заданных геометрических параметров изделий. В то же время ориентация отечественной промышленности на внедрение малооперационных процессов, в частности на замену в ряде случаев механического резания заготовок, тем не менее, не уменьшает долю применения лезвийной обработки в общем объеме всех способов формообразования поверхности. Таким образом, автоматные стали играют важнейшую роль в решении поставленных задач вследствие возможности эффективного использования их высокоскоростной отделки на современном высокотехнологичном оборудовании.

Современные легкообрабатываемые стали имеют ряд серьезных недостатков, главными из которых являются низкое и нестабильное усвоение и неравномерное распределение легирующих компонентов по сечению слитка, что затрудняет гарантированное выполнение требований к качеству металла и в случае непринятия сложных технических решений на производстве приводит к сильной анизотропии его свойств. Кроме того, в последнее время все чаще заостряется внимание на экологических проблемах, которые стимулируют поиск новых добавок, повышающих эффективность механической обработки. В более ранних работах по итогам анализа результатов серии проведенных экспериментов нами был сделан вывод о том, что в этой роли может выступить олово.

Идея равноценной замены легирующих элементов, представляющих собой угрозу для экологии окружающей среды, вне всякого сомнения, заслуживает самого пристального внимания. Однако для потребителя первостепенный практический интерес представляет эффект альтернативных компонентов на долговечность конечных изделий за счет возможного изменения механических свойств стали. В связи с этим весьма актуальным является проведение исследований, направленных на оценку эксплуатационной надежности предлагаемых материалов.

В качестве объектов изучения были выбраны марки 20А, 30ХМА и 40Х с базовым химическим составом по ГОСТ 1050-88 и ГОСТ 4543-71 соответственно. Выплавка стали производилась в лабораторной индукционной печи. Для легирования использовали металлическое олово квалификации «ЧДА» согласно ТУ 6-09-2704-88. Слитки подвергали обработке давлением, которая заключалась в горячей ковке металла с последующим охлаждением на воздухе. Режим термической обработки для каждой стали был выбран сообразно требованиям указанных стандартов.

После завершения всех технологических операций был определен химический состав металла методом атомно-адсорбционного анализа. Кроме того, величина анизотропии свойств автоматных сталей в значительной степени зависит от равномерности распределения в объеме заготовки элементов, улучшающих обрабатываемость. В связи с этим также проведена оценка равномерности распределения олова, базирующаяся на анализе его фактического содержания в различных участках объема выплавленных слитков и определении отклонения данной величины от расчетного значения.

Полученные данные свидетельствуют о высокой степени усвоения олова, что хорошо согласуется с результатами предварительно проведенного теоретического анализа его

термодинамических характеристик. С одной стороны, это частично объясняется тем, что данный металл обладает меньшим химическим сродством к кислороду, чем железо, и вследствие этого почти полностью остается в стали в растворенном состоянии. С другой стороны, олово обладает высокой температурой кипения, значительно превышающей рабочие температуры сталеплавильных процессов, и имеет низкую упругость пара, что препятствует его свободному испарению с поверхности расплава.

Величина абсолютного отклонения в содержании олова по высоте слитка минимальна и в целом не превышает 0,01%. С достаточной степенью уверенности можно утверждать, что в данном случае это является следствием влияния условий проведения эксперимента, в частности места отбора пробы, так как в теле слитка объективно всегда имеет место незначительная ликвация легирующих элементов и нежелательных примесей. Стабильное усвоение и достаточно равномерное распределение олова, с этой точки зрения, не будут способствовать усилению анизотропии свойств металла, что в свою очередь не приведет к понижению запаса прочности изделия.

Область применения конструкционных сталей определяется в первую очередь механическими характеристиками, а применение нового легирующего элемента может привести к их ухудшению и стать причиной непригодности данных материалов для дальнейшего использования в соответствии с целевым назначением. Результаты проведенных лабораторных исследований, безусловно, не являются достаточным основанием для установления фиксированных зависимостей между содержанием олова и конкретными числовыми значениями свойств металла, однако они позволяют судить о характере изменения его прочностных и пластических характеристик.

Анализ полученных данных приводит к выводу о том, что предлагаемый легирующий компонент определенно повышает твердость, предел прочности и предел текучести выбранных сталей в термически обработанном состоянии.

Зависимость, характеризующая влияние олова на относительное удлинение и сужение образцов, имеет неоднозначный характер. Многими авторами отмечается, что при увеличении концентрации этого элемента в стали ухудшаются ее пластические свойства. В то же время эмпирические данные, полученные в ходе настоящей работы, указывают на то, что относительное удлинение при планомерном повышении содержания олова первоначально возрастает и лишь затем, после достижения его некоторого критического значения, начинает снижаться.

Значения ухудшающихся свойств металла, тем не менее, не выходят за рамки, установленные требованиями ГОСТ для базовых марок стали, что является крайне важным обстоятельством, поскольку это значит, что не происходит существенного понижения эксплуатационной надежности деталей. Таким образом, олово на данном этапе исследований сохраняет свои перспективы для использования в качестве легирующей добавки, повышающей эффективность механического формообразования поверхности металлических материалов.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРНО-ВРЕМЕННЫХ ПАРАМЕТРОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ЭНЕРГОЕМКОСТЬ И МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ СТАЛИ ТИПА 15X2НМФА

Никулин С.А., Кудря А.В., Соколовская Э.А., Кузько Е.И., Чернобаева А.А.*, Арсенкин А.М.,
Скородумов С.В.**

РФ, НИТУ «МИСиС», РИЦ "Курчатовский институт", ИМЕТ РАН**, alex_arsenkin@yahoo.com*

THE INFLUENCE OF THE TEMPERATURE – TIME PARAMETERS OF HEAT TREATMENT ON THE ENERGY CAPACITY AND FRACTURE MECHANISMS OF Cr-Ni-Mo-V STEEL

**Chernobaeva A.A., Nikulin S.A., Kudrya A.V., Sokolovskaya E.A., Kuzko E.I., Arsenkin A.M.,
Skorodumov S.V**

On the basis of serial impact tests and quantitative microfractography methods fracture mechanisms of low carbon Cr-Ni-Mo-V steel after variable types of thermal action have been compared for the assessment of the embrittlement extent of steel.

Изменения в структуре корпусных сталей атомных реакторов вследствие воздействия температур и облучения снижают сопротивляемость металла хрупкому разрушению /1/. Отжиги, восстанавливающие исходную структуру и свойства, обычно проводятся в интервале температур отпускной хрупкости и могут спровоцировать зернограничное охрупчивание. В данной работе были проведены исследования по влиянию температуры и времени выдержки восстанавливающих отжигов на механизмы разрушения и хладноломкость стали при ударных испытаниях с целью оптимизации параметров отжига.

В качестве объекта исследования были использованы необлученные ударные образцы Шарпи из стали 15Х2НМФА, вырезанные из обечайки корпуса реактора (МО) (две плавки, отличающиеся содержанием хрома и никеля в пределах марки и загрязненностью фосфором и серой) и сварного шва (СШ). Стандартная термическая обработка была проведена по двум режимам (1 и 2 для металла первой и второй плавки соответственно), отличие которых заключалось в температурно-временных параметрах двукратного отпуска: 620°C, 25ч + 650°C, 20ч, охлаждение с печью и 640-655°C, 18,5 ч + 670°C, 5 ч, охлаждение в воде.

Восстанавливающая термическая обработка после стандартного режима 1 включала в себя однократный отжиг при температурах 470, 500, 530 и 560 °С. Время отжига составляло 10 и 100 ч, охлаждение было как на воздухе, так и со скоростью 1,5 °С/ч до 400 °С. После стандартной термической обработки по режиму 2 (только для образцов МО) было две восстанавливающих обработки: а) 600°C, 2ч + 590°C, 2ч + 580°C, 4ч + 570°C, 4ч + 560°C, 6ч + 540°C, 12ч + 530°C, 12ч + 520°C, 12ч + 510°C, 18ч + 500°C, 24ч; б) 490°C, 144ч + 480°C, 162ч + 470°C, 96ч.

Сериальные ударные испытания в соответствии с ГОСТ 9454 проводили на инструментированном маятниковом копре Amsler RKP-450 (Zwick/Roell) с энергией удара маятника 300 Дж. Охлаждение образцов осуществляли в смеси спирта и жидкого азота. Измерение температуры образцов проводили с помощью термпары (Ni-NiCr) устанавливаемой в надрезе ударного образца. Морфологию изломов исследовали при увеличении x50-x1000 в РЭМ НІТАСНІ S800.

В результате исследований было получено, что в исходном состоянии (режим 1) при положительных температурах испытания от 20 до 100°C, средние значения работы разрушения металла обечайки корпуса и сварного шва составили 187 и 120 Дж, соответственно, при достаточно высоком размахе значений вязкости у основного металла – 60 Дж, что обычно связывают с развитой неоднородности структуры стали /2/. У корпусного металла критическая температура хрупкости находилась на уровне -80°C, у металла сварного шва на двадцать градусов выше. Повышение температуры отпуска (режим 2) сопровождалось более высоким уровнем вязкости на верхнем шельфе серийной кривой ~ 230 Дж и значением КТХ основного металла -98°C. Изломы всех образцов, испытанных при положительных температурах, были вязкими. Первые фрагменты транскристаллитного хрупкого разрушения наблюдались только при отрицательных температурах испытания. Зернограничного разрушения (ЗГР) при этом не было обнаружено вплоть до температуры жидкого азота.

После однократного отжига при 530°C уровень среднего значения работы разрушения на верхнем шельфе серийной кривой оказался на 22 Дж выше (по сравнению с исходной термической обработкой) для основного металла и снизился (116 Дж) для металла сварного шва. При близких значениях КТХ у металла обечайки (-87°C), металл сварного шва обладал повышенным значением КТХ (-26°C). В изломах всех ударных образцов, начиная от комнатной температуры испытания и ниже, наблюдались фрагменты ЗГР. Такое повышение среднего уровня работы вязкого разрушения после дополнительного отжига, скорее всего, может быть связано не столько с термическим воздействием, сколько с неравномерным размещением неметаллических включений в основном металле. Неоднородность строения излома при пониженных температурах испытания, также, скорее всего, связана с дальними последствиями ликвации /3/.

После отжига при 500 °С в течение 10 часов в образцах МО, первые элементы ЗГР были обнаружены при температуре испытания 0°C, а максимум (21%) соответствовал -30°C. В образцах СШ максимум ЗГР (61%) наблюдался при температуре испытания -43°C, где доля квазискола и вязкого разрушения составила соответственно 29 и 10%. После отжига при 470°C в изломах образцов МО фрагменты ЗГР были обнаружены уже при +20°C. Максимум зернограничного разрушения наблюдался при температуре -55°C, остальную площадь излома занимали участки транскристаллитного и вязкого разрушения. В изломах образцов СШ первые участки ЗГР были

обнаружены при температуре 0°C. Максимум ЗГР соответствовал температуре испытания -67,5°C, наряду с транскристаллитным и вязким разрушением. После однократного отжига при 560 °С, 10 час (только для металла СШ) критическая температура хрупкости составила -82°C. Элементы ЗГР в изломе появились при температуре испытания 0°C. При температурах испытания -20, -67,5, -80 и -105°C признаков зернограницного разрушения в изломах обнаружено не было, а при -30°C её доля не превышала 25 %. Максимальное развитие ЗГР получило в процессе испытаний при -196°C.

В образцах с пониженным содержанием хрома и никеля и более высокой концентрацией фосфора десятиступенчатый отжиг в температурном интервале, провоцирующем развитие обратимой отпускной хрупкости, привел к повышению КТХ в два раза до -48 °С. Первые признаки зернограницного разрушения появились в изломах образцов, испытанных при -20 °С, а при -30°C его доля была максимальной (53%). Длительные выдержки образцов в интервале температур 490 – 470 °С привели к еще более существенному росту критической температуры хрупкости до -15°C. Фрагменты зернограницного разрушения наблюдались при всех температурах испытания, в максимальном объеме (66 %) при -10°C, что совпадает с КТХ.

Таким образом, на основе сериальных ударных испытаний установлено, что охрупчивание стали наиболее сильно выражено после отжига при температурах от 530 до 500 °С, а также при многоступенчатых отжигах. Увеличение продолжительности отжига при неизменной температуре (500°C) усиливает эффект охрупчивания. Понижение температуры отжига до 470 °С значительно уменьшает степень охрупчивания стали 15Х2НМФА и металла сварного шва. Металл сварного шва в большей степени склонен к отпускной хрупкости, чем основной металл, что связано с более высоким содержанием никеля (1,77 %) в сварном шве по сравнению с основным металлом (1,34 %). Фрактографический анализ выявил основную причину повышения степени охрупчивания стали 15Х2НМФА и металла сварного шва – переход от вязкого к хрупкому разрушению (по зернограницному механизму) при понижении температуры испытания.

Список литературы:

1. Гурович Б.А., Кулешова Е.А. Стали корпусов ядерных реакторов: структура, свойства, радиационное охрупчивание // Материаловедение, 1999, №11.
2. Кудря А.В., Соколовская Э.А. Неоднородность разномасштабных структур и сопротивление разрушению конструкционных сталей // Известия РАН. Серия "Физическая". 2004. Т. 68. №10. С. 1495-1502.
3. Кудря А.В., Никулин С.А., Николаев Ю.А., Арсенкин А.М., Соколовская Э.А., Скородумов С.В., Чернобаева А.А., Кузько Е.И., Хорева Е.Г. Факторы неоднородности вязкости низколегированной стали 15Х2НМФА // Известия Высших учебных заведений. Черная металлургия. 2009. № 9. С. 23-28.

ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ ЦЕМЕНТОВАННЫХ ЗУБЧАТЫХ КОЛЕС

Пахомова С.А.

*Россия, Московский Государственный Технический университет им. Н.Э. Баумана,
pahom_sv@mail.ru*

THE PLASTIC DEFORMATION HARDENING OF THE CARBURISED GEAR WHEELS

Pakhomova S. A.

The deformation hardening, widely used for the increase of operability of carburized gear wheels. The plastic deformation strengthens the weak sites of the structure and complicates the microplastic deformation development in them. The efficiency of deformation hardening depends on initial structural condition of carburized layer. Except for the steel chemical composition it is defined by thermochemical treatment technology. Among the factors, depending on thermochemical treatment technology, are: carbon saturation of carburized layer; martensite morphology and carbon concentration in it; volume fraction of redundant carbide phase and its distribution through the carburized layer; the presence of retained austenite.

The composition and structure of carburized layer phases depend on carburization modes, cold processing and after-hardening tempering temperature. The cold processing defines the retained austenite quantity in the layer. The tempering temperature defines the carbon concentration in the solid solution and the microstress level in it.

Рассмотрено влияние деформационного упрочнения — дробеударной обработки (ДО) на структуру и свойства цементованного слоя теплостойкой стали, применяемой для высоконагруженных зубчатых колес. Показано, что положительное влияние дробеударной обработки проявляется при отсутствии пересыщения цементованного слоя углеродом, невысокой объемной доле избыточной карбидной фазы и равномерном распределении ее частиц. Благоприятная структура и фазовый состав диффузионного слоя перед дробеударной обработкой может быть обеспечена ионной цементацией.

Для повышения работоспособности цементованных зубчатых колес широко применяют пластическое деформирование [1, 2]. Его эффективность неодинакова для различных сталей и зависит от исходного структурного состояния цементованного слоя [3].

Объектами исследования служили роликовые образцы (диаметром 30,2 мм и шириной 18 мм) из стали 16ХЗНВФМБ-Ш (С=0,19%; Cr = 2,9 %; Ni = 1,3 %; W = 1,2 %; V = 0,55 %; Nb = 0,15 %). Образцы проходили типичную для зубчатых колес ХТО: цементацию (газовую или ионную) при 930-950 °С, отпуск при 650 °С, закалку в масло от 910 °С, обработку холодом при - 70 °С, низкий отпуск при 280 °С и шлифование, которым удаляли припуск. После такой ХТО проводили гидродробеструйную обработку шариками диаметром 1,6 мм при расходе 30 кг/мин и давлении масла $0,55 \pm 0,02$ МПа в течение 16 мин. Одну партию образцов после ДО подвергали отпуску при температуре 200 °С в течение 2ч.

Испытания на контактную выносливость проводили по схеме качения с проскальзыванием (ГОСТ 25.501-78) на роликовой машине Ш17. В качестве смазочного материала использовали масло дизфирного типа при температуре 175 ± 5 °С. За критерий долговечности принимали число циклов до образования выкрашивания на поверхности роликового образца размером не менее ширины рабочей дорожки, равной 8 мм.

В исходном состоянии (без ДО) включения карбидов затрудняют пластическую деформацию цементованного слоя и тем самым образование трещин контактной усталости, которое имеет избирательный характер. Однако, выполняя эту функцию при ДО, карбидные частицы создают в мартенситной матрице у своих границ повышенную локализацию микропластической деформации и, как следствие, высокие локальные микроискажения и свойственные им микронапряжения. Поэтому после ДО границы отдельных карбидов представляют собой слабые участки структуры, которые облегчают образование микротрещин контактной усталости.

Число слабых участков после ДО должно возрастать с увеличением объемной доли карбидной фазы, ростом размеров карбидных частиц, а также снижением пластичности (релаксационной способности) мартенситной матрицы, что наиболее заметно проявляется при пересыщении поверхности углеродом.

В наибольшей степени этому способствует газовая цементация в шахтных печах, выполняемая по одностадийному режиму, который является основным в заводской практике. Особенность одностадийного режима (он проводится при постоянных технологических параметрах) - формирование крутопадающей концентрационной кривой (рис. 1). Концентрация углерода на поверхности достигает высоких значений, а объемная доля избыточных карбидов 25 %. Большое число карбидных частиц при ДО стесняют пластическую деформацию мартенсита, усиливают локализацию микропластической деформации и рост микронапряжений вблизи избыточных карбидов, что отрицательно проявляется на контактной выносливости.

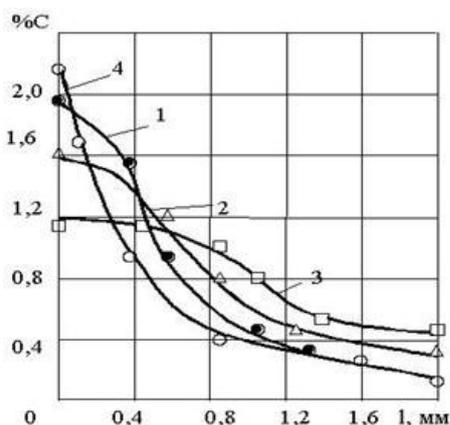


Рис. 1. Распределение углерода С по толщине цементованного слоя стали 16ХЗНВФБ-Ш, после газовой цементации ($t = 940\text{ }^{\circ}\text{C}$, общее время $\tau = 10\text{ ч}$) с различной продолжительностью второй стадии τ_2 : 1 - 3 ч; 2 - 4 ч; 3 - 5 ч; 4 - 1 ч

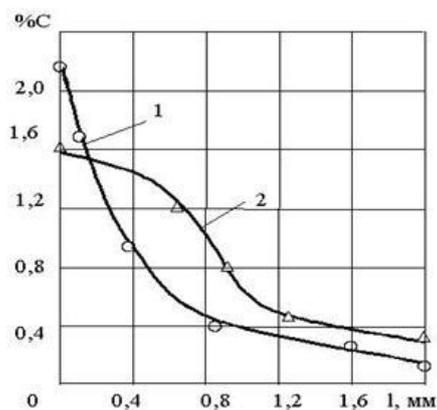


Рис. 2. Распределение углерода С по толщине цементованного слоя стали 16ХЗНВФБ-Ш, подвергнутой ионной цементации ($t = 950\text{ }^{\circ}\text{C}$, общее время $\tau = 2,5\text{ ч}$): по одностадийному (1) и двухстадийному ($\tau_1 = \tau_2$) (2) режимам

Двухстадийный режим цементации проводят при изменяющемся во времени составе газовой среды. Первая стадия предусматривает активную подачу углеводорода и интенсивное науглероживание, вторая стадия - диффузионное выравнивание при ограниченной подаче карбюризатора. Оптимальным является соотношение длительностей первой и второй стадии процесса газовой цементации 60 и 40 %. При этом доля избыточной карбидной фазы в диффузионном слое составляет $\sim 15\%$, а твердость поверхности $\sim 62\text{ HRC}$.

Исследования показали, что более низкая концентрация углерода в цементованном слое стали 16ХЗНВФБ-Ш после двухстадийного режима газовой цементации обусловила наряду с упрочнением поверхности, повышенную способность мартенситной матрицы к релаксации напряжений, уменьшила опасность появления при ДО участков с критической концентрацией микродеформации, и следовательно, способствовала несколько большей контактной выносливости.

Выводы

1). Для теплостойких сталей обработка дробью становится эффективной, если газовая цементация проведена по двухстадийному режиму. Определено оптимальное соотношение длительностей стадий (60 и 40 %), при котором контактная выносливость деформационно-упрочненных образцов в 1,5 раза выше, чем при одностадийном режиме насыщения.

2). Перед ДО предпочтительными являются способы насыщения в тлеющем разряде (ионная цементация), отличающиеся кроме ускорения цикла термического упрочнения более равномерным распределением частиц карбидов в слое, возможностью управления процессом насыщения и стабильностью результатов.

Список литературы

1. Рыжов Н.М., Пахомова С.А. Эффективность теплового дробеударного упрочнения цементованных сталей // *Металловедение и термическая обработка металлов*. - 1994. - № 5. - С. 21-24.
2. Пахомова С.А. «Структура и контактная выносливость цементованных сталей после поверхностного пластического деформирования». Сборник докладов Второй международной конференции «Деформация и разрушение материалов», Москва, ИМЕТ им. А.А. Байкова с 12-15 октября 2009 г.
3. Пахомова С.А. Совершенствование технологии поверхностного упрочнения шестерен из высокопрочной стали // *Тяжелое машиностроение*. - 2009. - № 10. - С. 135-38.

ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ ТИТАНА В ПРОЦЕССЕ СВАРКИ ВЗРЫВОМ ПРИ ОТРИЦАТЕЛЬНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Первухина О.Л., Денисов И.В., Сайков И.В., Шишкин Т.А.

Россия, ИСМАН, opervukhina@mail.ru

DEFORMATION AND THE DECOMPOSITION OF TITANIUM IN THE WELDING PROCESS BY EXPLOSION AT MINUS TEMPERATURES

Pervukhina O.L., Denisov I.V., Saikov I.V., Shishkin T.A.

Production experiences showed that the behavior of titanium in the explosion welding process changes at minus temperatures of air. Broken sections, chippings appear at the final zones of cladding. Dilatational strain of the clad sheet from titanium at a temperature of -15°C is observed only in the final zones of bimetallic sheets. The maximum value of lengthening the titanium sheet reaches 40 mm. With an increase in the temperature to $+15^{\circ}\text{C}$ the deformation of the plated sheet it is equal to zero. The reasons for the anomalous behavior of titanium under the conditions for minus temperatures and high-rate deformations are investigated.

Биметалл сталь+титан является востребованным материалом для атомной энергетики. Он используется для изготовления трубных решеток конденсаторов и другого ответственного оборудования. Как правило, промышленности требуются крупногабаритные заготовки шириной до 2,5 и длиной до 4 метров. Производство такого биметалла осуществляется на открытых площадках (полигонах), в том числе в средней полосе России и на Урале. Температура воздуха в этих районах зимой нередко опускается до -20°C . Производственные опыты показали, что поведение титана в процессе сварки взрывом изменяется при отрицательных температурах воздуха. На конечных зонах плакирования могут появляться вырывы, сколы, потяги. Известно, что титан не имеет порога хладноломкости, а при сварке взрывом аустенитных и ферритных сталей в этих же условиях подобные эффекты не наблюдаются. В связи с этим была поставлена задача: исследовать причины аномального поведения титана в условиях отрицательных температур и высокоскоростных деформаций.

При соударении в режиме сварки взрывом в сварочном зазоре впереди точки контакта образуется ударно-сжатый газ, создаются высокие температуры и давление, происходят сложные физико-химические процессы, прямое наблюдение за которыми затруднено из-за наличия воздушной ударной волны и продуктов детонации. В этом случае основная роль в исследовании процессов, происходящих в сварочном зазоре, отводится косвенным методам. Методика настоящих исследований предусматривала определение остаточных деформаций методом реперных меток, наносимых на боковую поверхность основного листа и поверхность свариваемого листа титана. Были исследованы структура и свойства в зонах, прилегающих к местам обрывов титана.

Выявлено, что деформация удлинения плакирующего листа из титана при температуре -15°C наблюдается только на конечных участках листов и достигает максимальных величины 40 мм. При увеличении температуры до $+15^{\circ}\text{C}$ деформация плакирующего листа была равна нулю.

В структуре титана в зоне вырывов при минусовой температуре наблюдается большое количество двойников и полос адиабатического сдвига переходящих в трещины, имеющих разную направленность и создающих пересечения в виде сетки из полос и трещин.

В результате исследований предложен следующий механизм деформации и разрушения титана на конечных участках для параллельной схемы сварки взрывом.

В сварочном зазоре впереди точки контакта движется поршень из ударно-сжатого газа нагретого до температур порядка 3000°C . Расчетная длина поршня по данным работы [1] составляет 150-200 мм. При подходе к конечным участкам сварки в сварочном зазоре изменяются условия формирования поршня, вследствие резкого сброса газа в атмосферу, что приводит к разрушению поршня, резкому спаду давления и температуры. В работе [2] были предложены два варианта поведения плакирующего листа в процессе сварки взрывом (рис.1): «твердое», учитывающее упругопластическое поведение свариваемых листов, и «квазизидкое», не учитывающее

сопротивление сдвиговым деформациям. Второй вариант показал хорошую сходимость с экспериментальными данными при сварке взрывом сталей, где отсутствовало удлинение плакирующего листа. В случае плакирования титаном при отрицательных температурах, по-видимому, на конечных участках имеет место первый вариант, когда энергии взрывчатого вещества «не хватает» для перевода титана в квазижидкое состояние. Это связано также с низкой теплопроводностью титана и особенностями его структуры.

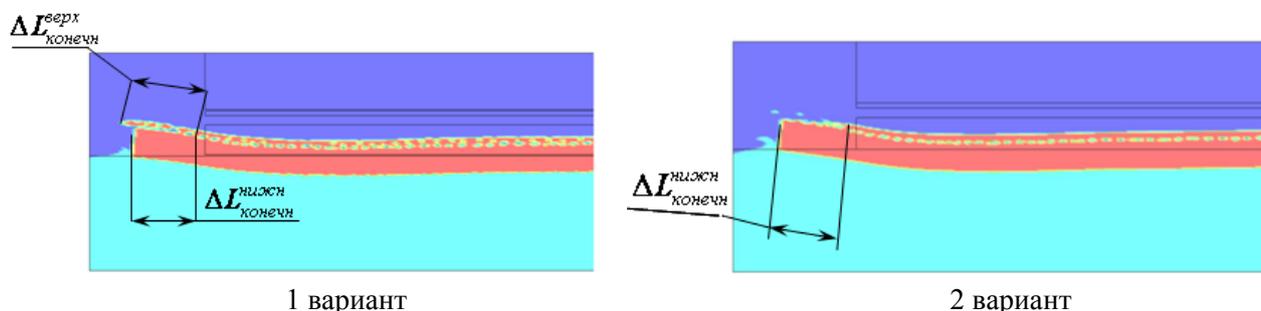


Рисунок 1. Деформация крупногабаритных заготовок при сварке взрывом рассчитанная с применением программного продукта LS-DYNA на основе двух моделей: учитывающей упругопластическое поведение свариваемых листов (1 вариант) и не учитывающей сопротивление сдвиговым деформациям (2 вариант). Окончание листа после сварки взрывом.

Литература:

1. Бондаренко С.Ю., Рихтер Д.В., Первухина О.Л., Первухин Л.Б. Определение параметров ударно-сжатого газа в сварочном зазоре впереди точки контакта при сварке взрывом/Автоматическая сварка. №11, 2009. С.46-48
2. И. В. Денисов, А. Ю. Муйземек, А. Е. Розен, О. Л. Первухина, Ю. А. Гордополов Компьютерное моделирование деформации составляющих слоев биметалла в процессе сварки взрывом с использованием программы LS-DYNA // Известия Волгоградского государственного технического университета. – Волгоград : ВолгГТУ, 2010. – № 5(65). – Вып. 4. – С. 66–74. – (Сварка взрывом и свойства сварных соединений).

ДОЛГОВЕЧНОСТЬ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ С УЧЕТОМ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ НЕЛИНЕЙНЫХ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ

Писаренко Г.Г.¹, Майло А.Н.¹, Войналович А.В.²

¹ Украина, Институт проблем прочности им. Г.С.Писаренко НАН Украины, method@ipp.kiev.ua

² Украина, Национальный аграрный университет, voynal@bigmir.net

THE ENDURANCE OF ALUMINUM ALLOY AT THE STRAIN CYCLING WITH A GLANCE DISTRIBUTION NONLINEAR PROPERTY OF SURFACE LAYER

Pisarenko G., Maylo A., Vojnalovich A.

The scatter of fatigue life of identical structural elements at the homogeneous loading structural with a glance natural inhomogeneity of properties. This paper presents the approach to assessment of fatigue life on the example of aluminum alloy on the basis of statistical characteristics of deformable local volumes material.

Усталость – это процесс постепенного накопления повреждений под действием переменных напряжений, приводящий к изменению физико-механических свойств поликристаллического материала. На сопротивление усталости определяющее влияние оказывает состояния материала приповерхностного слоя поликристаллического материала. Накопление повреждений при усталости

связано с развитием пластических деформаций в локальных объемах поликристаллического материала. Интегральная оценка микропластической деформации позволяет получить усредненную характеристику изменения физико-механических свойств при циклическом деформировании. Известно [1], что объем монокристалла, который подвергается сдвиговым деформациям, составляет около 20 % от всего деформируемого. В таком случае та часть материала, который претерпевает сдвиговое деформирование, составляет около 20 % от локального объема структурного элемента (зерна), что обуславливает необходимость локального контроля физико-механических свойств для анализа результатов взаимодействия структурных элементов.

Возможности методики контроля поврежденности, в качестве которой выбрана методика статистических измерений параметра локальных нелинейных свойств поверхностного слоя образца [2] позволяют получить характеристику повреждаемости, описывающую эволюцию свойств поликристаллического материала при усталости. В начальном состоянии, распределение соответствует материалу ненагруженному и обусловлено технологическими факторами, естественным несовершенством строения и т.п. Распределение локальных свойств для большинства металлических конструкционных материалов описывается Гауссовским законом. Как показали результаты исследования на примере сплава Д-16Т, по мере наработки циклов нагружения, дисперсия параметра поврежденности, относительно начального состояния, о чем свидетельствует «сужение» гистограммы распределения и более «заостренный» вид диаграммы нормальной плотности вероятности, соответствует тому, что основная масса значений измеряемой величины близка к среднему. Данному состоянию относительной наработки соответствует инкубационная стадия накопления повреждений, для которой характерно наиболее равномерное распределение очагов локализованного повреждения, развивающихся на субмикроструктурном уровне. Значение дисперсии, соответствующее 90 % относительной долговечности отвечает моменту зарождения магистральной трещины при многоцикловом нагружении.

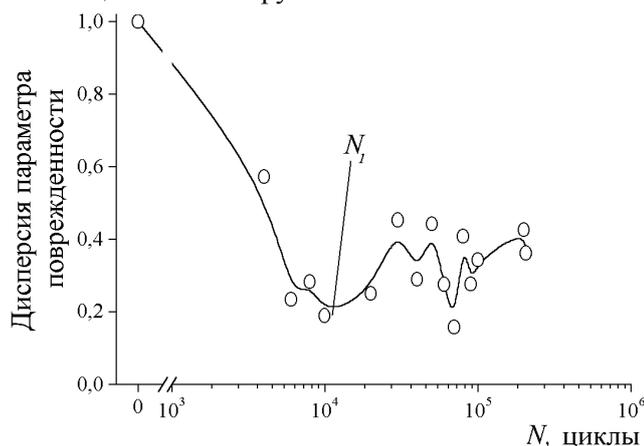


Рис. Характеристика повреждаемости сплава Д16Т, $\sigma_a = 120$ МПа.

Основываясь на анализе характеристики поврежденности образцов алюминиевых сплавов, представленных на рисунке, можно отметить, что на начальном этапе нагружения до базы 10^6 циклов, материал образцов упрочняется, чему соответствует ниспадающий участок характеристики в диапазоне $0 \dots 5 \cdot 10^3$ циклов. Дальнейшее нагружение (до $2 \cdot 10^4$ циклов) сопровождается возрастанием дисперсии распределения параметра поврежденности. В диапазоне нагружения до 90 % относительного числа циклов нагружения, происходит чередование максимумов и минимумов дисперсии с определенной периодичностью. Статистика измерений группы образцов представленных данных обеспечивает достоверность в пределах 95 %. Одному значению нормированной дисперсии для фиксированного числа циклов нагружения соответствует выборка $4 \cdot 10^2$ значений параметра поврежденности, измеренного в локальных зонах поверхностного слоя исследуемого образца. Отмеченная цикличность процесса накопления повреждаемости в материале указывает на дискретность процесса рассеянного разрушения поликристаллического материала, связанного со структурными многоуровневыми переходами материала в другое фазовое состояние, соответствующее точке бифуркации, которые характеризуются скачкообразным изменением характеристик его физико-механических свойств. Точка бифуркации характеризует достижение

критического уровня запасенной энергии в локальном объеме, при котором незначительные ее флуктуации способны под действием внутренней энергии инициировать процесс самоорганизации диссипативной структуры.

В условиях многоциклового периодического нагружения точки бифуркаций располагаются на «шкале» долговечности в соответствии с рекуррентным соотношением, предложенным В.С. Ивановой [3], с использованием универсальной постоянной разрушения,

$$N_n / N_{n+1} = \Delta^{1/2^{(n+1)}}.$$

Для исследованных алюминиевых сплавов среднее значение постоянной разрушения соответственно равно 0,22. Проанализировав результаты расчета рекуррентного ряда, можно определить значения числа циклов упрочнения соответствующие точкам бифуркации определенной выше серии, если известно число циклов N_1 , соответствующее состоянию материала в первой точке бифуркации. Проанализировав периодичность экстремумов статистически представительного ряда экспериментальных данных, можно сделать вывод, что при циклическом нагружении снижение характеристики дисперсии параметра поврежденности поверхностного слоя происходит до определенного значения относительной долговечности, что зафиксировано в каждом исследованном случае на уровне около 10% относительной долговечности. В диапазоне долговечности наблюдается чередование экстремумов, периодичность которых не зависит от амплитуды напряжений цикла. Каждая из полученных характеристик содержит пять экстремумов. В соответствии с формулой рекуррентного ряда было проведено сопоставление экстремумов полученных характеристик дискретной модели повреждаемости с членами расчетного ряда.

Если погрешность расхождения экспериментального ряда и расчетного находится за пределами допустимой, то был использован подход [4], который обеспечил контролируемую локализацию усталостного повреждения при циклическом нагружении, и таким образом, позволил уменьшить погрешность до допустимой в пределах разработанной методики контроля повреждаемости. В результате, соответствие экспериментальных и расчетных значений ряда дискретной модели повреждаемости находится в пределах погрешности $\pm 5\%$.

Выводы:

1. В диапазоне долговечности на стадии рассеянного повреждения укладывается фиксированное количество циклов упрочнения, которое не зависит от амплитуды напряжений цикла нагрузки и базы испытаний для исследуемого материалов. Первому циклу упрочнения соответствует относительное число циклов до разрушения в пределах 10 %, а последнему – (90÷95) %.
2. Полученные закономерности могут быть использованы в качестве базовых для ускоренного определения характеристик сопротивления усталости и влияния на них технологических и эксплуатационных факторов без изменения скорости циклического деформирования.

Перечень ссылок.

1. Беспалова И. В. Влияние кристаллогеометрических характеристик на закономерности фрагментации и локализации сдвиговой деформации в монокристаллах алюминия при сжатии : автореф. дисс. на соискание ученой степени канд. физ.-мат. наук. – / И. В. Беспалова. – Томск, 2008. – 17 с.
2. Писаренко Г. Г. Исследование закономерностей изменения стохастических свойств титановых сплавов при циклическом нагружении / Г. Г. Писаренко, А. В. Войналович, Ю. М. Голованёв, И. М. Васинюк // Пробл. прочности. – 2001. – № 3. – С. 80–87.
3. Иванова В. С. Синергетика разрушения металлов и механические свойства // Синергетика и усталостное разрушение / В. С. Иванова. – М. : Наука, 1989. – С. 6-29. – ISBN 5-02-005897-1.
4. Богачев И. Н. Статистическое металловедение / Богачев И. Н., Вайнштейн А. А., Волков С. Д. – Москва : Металлургия, 1984. – 176 с.

НИЗКОЧАСТОТНАЯ УСТАЛОСТЬ И КОРРОЗИОННАЯ УСТАЛОСТЬ ПОДЗЕМНЫХ МАГИСТРАЛЬНЫХ ТРУБОПРОВОДОВ

Побережный Л. Я., Станецкий А. И.

Украина, Ивано-Франковский национальный технический университет нефти и газа

LOW FREQUENCY FATIGUE AND CORROSION FATIGUE OF UNDERGROUND MAIN PIPELINES

Poberezhny L. Ya., Stanetsky A. I.

Ukraine, Ivano-Frankivsk National Technical University of Oil & Gas

Abstract

The deformation behavior of pipeline's steel is studied at step-by-step static and low frequency cyclic loading in air and chloride environment. The complete curve of fatigue and curve of corrosion fatigue is built, which will enable it is better to forecast a resource and remaining resource of main pipelines work.

Мировой опыт проектирования, строительства и эксплуатации подземных магистральных трубопроводов показал, что такие достаточно сложные инженерные сооружения могут успешно создаваться и совершенствоваться лишь при всестороннем изучении условий их работы и проведении научного поиска, в частности, исследований, касающихся глобальной проблемы прочности материала трубопровода в рабочих (технологических) средах. Энергетическая независимость Украины – один из приоритетов развития ее нефтегазового комплекса. Достичь ее невозможно без уменьшения потерь энергоносителей на транспортировку. Одной из основных причин таких потерь является выход из строя трубопроводов из-за коррозионных и коррозионно-усталостных повреждений. Наиболее опасным является синергическое влияние циклического нагружения и коррозионно-активной среды. С усталостными и коррозионно-усталостными разрушениями связано более 70% всех отказов трубопроводов. Однако до недавнего времени усталостные испытания преимущественно проводили при частотах нагружения, которые не соответствуют эксплуатационным. Нами впервые было предложено определять основные характеристики сопротивления усталости и коррозионной усталости при низкочастотной нагрузке, с целью моделирования реальных условий эксплуатации трубопровода.

Исследования проводили на компьютеризированном лабораторном комплексе, который состоит из установки МВ-1К, лабораторного компьютера, аналого-цифрового преобразователя на базе микросхемы AD 7714 фирмы Analog Devices, устройства для сканирования поверхностей и металлографического микроскопа Cole-Parmer A48405-25 по разработанной нами методике [1].

Использовали гладкие цилиндрические образцы, которые изготовлены из заготовок, вырезанных из стенки трубы с длиной рабочей части 50 мм. Материал трубы – сталь 17Г1С.

Исследование проводили в два этапа. На первом этапе изучали поведение стали трубопровода при статической ступенчатой нагрузке. При увеличении нагрузки на одну ступень прирост номинального напряжения постоянно составлял $\Delta\sigma = 20$ МПа, а время выдержки образца под нагрузкой $\Delta t = 20$ с. Такой режим нагружения позволяет учесть отставание деформации от напряжения во времени и углубленно изучить деформационное поведение материала трубопровода. По результатам статических испытаний построена диаграмма изгиба.

Основной задачей второго этапа было определение основных физико-механических характеристик материала трубопровода при циклической нагрузке.

Усталостные испытания проводили по схеме нагружения чистым сгибом при частоте вращения $f = 0,8$ Гц. Для коррозионно-усталостных испытаний использовали 2 М раствор NaCl.

Построены полные кривые усталости и кривая коррозионной усталости стали трубопровода.

Показано, что наличие агрессивной хлоридной среды ощутимо уменьшает усталостную долговечность материала трубопровода, и в области эксплуатационных нагрузок эта величина достигает 1000 раз.

Кинетика деформации и разрушения аналогична таковой у морских трубопроводов из стали 20 [2]. Вид поверхностей разрушения указывает, что при больших амплитудах напряжений параллельно развиваются несколько трещин, и лишь на последней стадии выделяется одна магистральная, с уменьшением амплитуды напряжений это выделение происходит практически сразу (рис. 1 а, б). Предварительная нагрузка тоже способствует формированию одной магистральной трещины (рис. 1 в).

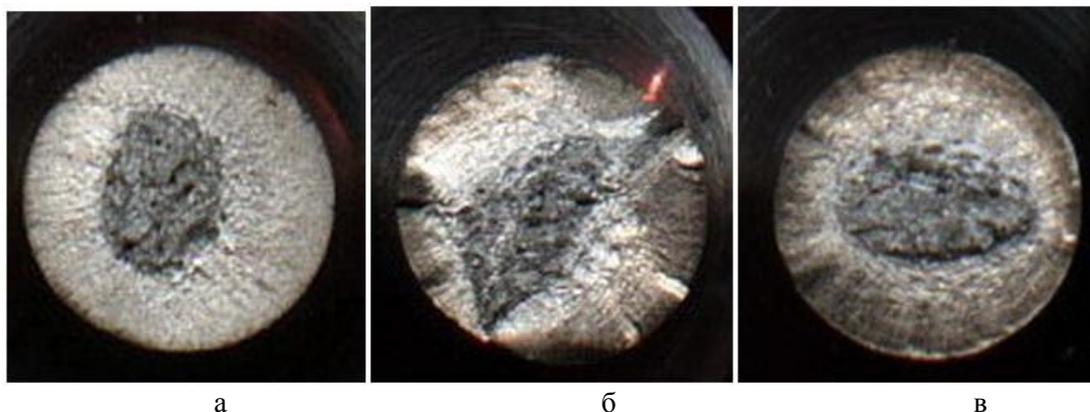


Рис. 1. Вид поверхностей разрушения в зависимости от режима нагружения и амплитуды напряжений (среда – воздух): а - 360 МПа, б - 480 МПа, в - 480 МПа (1 цикл предварительного нагружения).

Электродный потенциал (ЭП) является чрезвычайно важной характеристикой материала, поскольку его величина влияет на характер и скорость прохождения катодных и анодных процессов, а также термодинамическую возможность или невозможность их протекания в данных условиях. Исследования кинетики ЭП в условиях, близких к эксплуатационным, имеют большое практическое значение, потому что без них невозможна правильная химическая интерпретация коррозионных процессов.

На изменение ЭП при статической нагрузке влияет прежде всего фактор времени. Влияние механических напряжений минимально. В течение первых циклов нагружения происходит резкий рост ЭП, обусловленный следующими факторами: в процессе низкочастотного нагружения в коррозионной среде возникают струи, которые смывают с поверхности образца часть адсорбированных агрессивных ионов растворимых солей, что облегчает процесс десорбции и затрудняет повторную первичную и вторичную адсорбцию. Это приводит к замедлению электродных процессов и росту ЭП. На следующем этапе (участки CD и C_1D_1) сначала, в результате активных процессов циклического укрепления, ЭП снова быстро падает, тем интенсивнее, чем больше амплитуда напряжений. В дальнейшем падение потенциала затухает обратно пропорционально величине σ_a , что обусловлено переходом от процесса накопления повреждений к увеличению и углублению уже существующих трещин и дефектов. Иная причина уменьшения интенсивности разблагораживания – покрытие поверхности образца пленкой нерастворимых продуктов коррозии, которые играют роль пассиваторов. Фактически в конце последнего участка изменение ЭП обусловлено, в основном, образованием новых поверхностей вдоль берегов одной или нескольких магистральных трещин. Во время разрушения образца наблюдаем резкое скачкообразное падение ЭП из-за быстрого распространения трещины и образования относительно больших по площади ювенильных поверхностей, крупнейшей из которых является долом.

Выводы:

1. Изучено деформационное поведение стали трубопровода при ступенчатой статической и низкочастотной нагрузке в воздухе и хлоридной коррозионно-активной среде.
2. Построено полную кривую усталости и кривую коррозионной усталости, которые позволят лучше прогнозировать ресурс и остаточный ресурс работы магистральных трубопроводов.
3. Исследовано кинетику электродного потенциала материала трубопровода в среде 2 M NaCl .

Литература:

1. Крижанівський Є. І., Побережний Л. Я. Методологія дослідження деформації та руйнування трубопровідних систем // Матеріали III міжнародної конференції „Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій”. - Львів.- 2004.- С. 419-424.
2. Крижанівський Є. І., Побережний Л. Я. Деформаційна поведінка сталі трубопроводу при низькочастотній втомі // Збірник наукових праць IV Міжнародного симпозиуму „ASTF-2002”. - Тернопіль: Тернопільський державний технічний університет ім. І. Пулюя, 2002.- Т. 1.- С. 296-300.

СТРУКТУРНО-ОРИЕНТАЦИОННАЯ НЕУСТОЙЧИВОСТЬ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ В ГПУ - СПЛАВАХ ЦИРКОНИЯ

Полетика Т.М., Пшеничников А.П., Гирсова С.Л.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия, poletm@ispms.tsc.ru

STRUCTURAL-ORIENTATIONAL INSTABILITY OF PLASTIC FLOW IN THE HCP ZIRCONIUM ALLOYS

Poletika T.M., Pshenichnikov A.P., Girsova S.L.

Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk, Russia

It is established that the instability of plastic flow observed in a hardening–softening regime in Zr–1% Nb alloy at the parabolic stage of the curve of strain hardening (irrespective of the dislocation related) is accompanied by the geometric hardening (softening) as a result of the reorientation of slip planes relative to the axis of loading. This reorientation accounts for a periodic change in the Schmid factors for prismatic and conjugate basal slip systems. An interrelation was established between variable activity of prismatic slip and dislocation transformations cyclicity, which is accompanied by oscillatory variation of dislocation density and periodical relaxation of internal stresses as a result of local low-temperature dynamic recrystallization.

В работе представлены результаты изучения колебательной неустойчивости пластической деформации, обнаруженной при растяжении конструкционных ГПУ- сплавов циркония. Ранее установлено, что данное явление связано с возникновением и развитием неустойчивого локализованного пластического течения, которое сопровождается периодически прогрессирующим уменьшением поперечного сечения образца в процессе формирования шейки [1]. Цикл неустойчивости соответствует периоду накопления деформации в очаге макролокализации, что находит свое выражение в смене показателя деформационного упрочнения n на параболической стадии деформационной кривой $\sigma \sim \varepsilon^n$. Нелинейная кинетика процесса наблюдается при $0,5 > n > 0,2$ и проявляется в самосогласованном колебательном изменении локальных скоростей упрочнения и последующего разупрочнения в очаге деформации, как в поперечном, так и продольном направлениях. Целью настоящей работы явилось выявление взаимосвязи обнаруженного немонотонного деформационного поведения с процессами в очаге деформации на микро- и мезомасштабных уровнях деформации.

Проведено исследование эволюции микроструктуры и микротекстуры сплава Zr-1%Nb (размер зерна 5 μm) в очаге макролокализации деформации в процессе его трансформации в шейку при растяжении с привлечением следующих методов: дифракции обратно рассеянных электронов (ДОЭ), электронной микроскопии (ПЭМ). Анализ систем скольжения, активизируемых в процессе деформации, проводили с помощью расчета факторов Шмида относительно оси растяжения с использованием данных ДОЭ. Прецизионное исследование эволюции структуры в условиях неоднородной пластической деформации исследовали методом рентгеноструктурного анализа на синхротронном излучении. Синхротронные дифракционные спектры получены в Сибирском центре синхротронного излучения на канале ускорителя электронов ВЭПП-3.

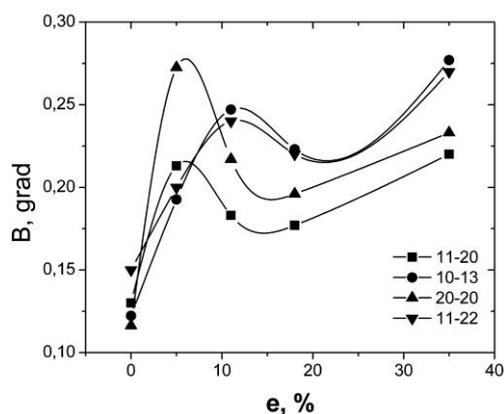


Рисунок 1. Зависимость полуширины дифракционных линий β от степени деформации

Показано, что колебательная неустойчивость в режиме «упрочнение-разупрочнение» определяется структурно-ориентационной неустойчивостью в очаге деформации, которая проявляется в немонотонном изменении интенсивности текстурных компонент, интегральной ширины отражений, упругих микроискажений, свидетельствующих о периодичности структурных перестроек. Установлено, что разность упругих и пластических свойств различно ориентированных к легкому призматическому скольжению зерен приводит к перераспределению нагрузки и обуславливает неодновременность протекания в них процессов упрочнения, связанных с ростом степени искаженности решетки, и разупрочнения, указывающего на процесс возврата и рекристаллизации (рис. 1). Наблюдается корреляция полученных результатов с данными просвечивающей электронной микроскопии о цикличности дислокационных превращений в ходе деформации, которая сопровождается накоплением дефектов и формированием субзеренной структуры, а затем релаксацией внутренних напряжений в результате процесса атермической коалесценции, который сопровождается распадом субграниц и перераспределением дислокаций [2].

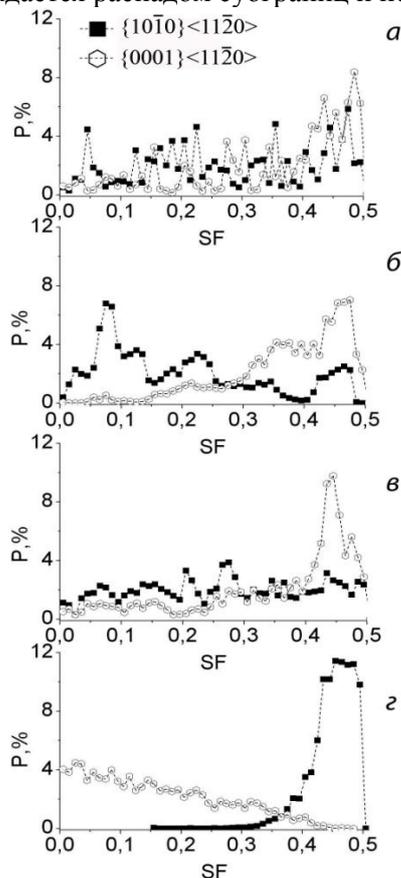


Рисунок 2. Изменение распределения факторов Шмида относительно направления растяжения (НР) (P – доля зёрен, SF – фактор Шмида): a – 0%; $б$ – 10 %; $в$ – 15%; $г$ – 40 %

Установлено, что на стадии неустойчивости ($0,5 > n > 0,2$) наблюдается колебательное изменение симметрии прямых полюсных фигур относительно оси растяжения, что обусловлено

неравномерным проявлением процессов упрочнения и разупрочнения в локальных областях материала. Совместный анализ эволюции микротекстуры и распределения факторов Шмида позволил определить действующие системы скольжения и выявить закономерности переориентации зерен (субзерен) на последовательных стадиях развития микротекстуры в очаге локализованной деформации в процессе его трансформации в шейку.

Показано, что колебательная неустойчивость в режиме «упрочнение-разупрочнение», наблюдаемая в очаге деформации, независимо от дислокационного, сопровождается геометрическим упрочнением (разупрочнением) в процессе переориентации плоскостей легкого скольжения в зернах относительно оси нагружения (рис. 2). Выявлена связь переменной активности легкого скольжения с закономерностями эволюции количественных параметров микроструктуры: распределением зерен/субзерен по размерам, спектром распределения границ по разориентациям и осям разориентации, удельной и относительной доли протяженности малоугловых и большеугловых границ, параметрами и содержанием специальных границ, а также обнаруженной цикличностью дислокационных превращений.

Установлено, что в условиях преобладания призматического скольжения происходит интенсивное формирование малоугловых границ и образование фрагментированной структуры. В случае преобладания вторичных систем скольжения активного образования новых субграниц не происходит, а наблюдается увеличение угла разориентации уже существующих до $15\div 30^\circ$, при этом начинается преобразование зеренной структуры с последующим формированием волокнистой текстуры деформации.

Таким образом, возникновение и развитие немонотонного деформационного поведения сплавов циркония обусловлено самосогласованным протеканием различных релаксационных процессов на мезо- и микромасштабных уровнях. Кристаллографические условия деформации, определяющие переменную активность легкого скольжения, обуславливают закономерности эволюции микроструктуры, что позволяет говорить о структурно-ориентационной неустойчивости пластического течения ГПУ- сплавов циркония.

Показано, что наблюдаемый немонотонный характер деформации способствует перераспределению внутренних напряжений и повышению ресурса пластичности материала, приводит к существенному измельчению зеренной структуры материала. Обсуждается возможность использования полученных данных для прогноза деформационного поведения сплавов циркония.

1. Полетика Т.М., Пшеничников А.П. // ЖТФ. 2009. Т. 79. № 3. С. 54 - 58.
2. Полетика Т.М., Гирсова С.Л., Пшеничников А.П. // ПЖТФ. 2010. Т. 36. Вып. 7. С. 31 – 37.

ЗАРОЖДЕНИЕ И РАЗВИТИЕ УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН В СТАЛЯХ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ЦИКЛИЧЕСКОЙ СЖИМАЮЩЕЙ НАГРУЗКИ

Попелюх А.И., Батаев А.А., Тюрин А.Г., Теплых А.М., Головин Е.Д.

Россия, Новосибирский государственный технический университет, E-mail: aip13@mail.ru,

NUCLEATION AND EVOLUTION OF FATIGUE CRACK IN STEELS UNDER CYCLIC COMPRESSION

Popelukh A.I., Bataev A.A., Tyurin A.G., Teplyh A.M., Golovin E.D.

Russia, Novosibirsk State Technical University, e-mail: aip13@mail.ru

Abstract: Peculiarities of steels fracture under cyclic dynamic compression were investigated. Fatigue crack growth velocity is the highest after nucleation. After some time the velocity is slow down and doesn't depend on sample's local cross section. Quenched and tempered at 300 °C medium-carbon steels were found to be appropriate for parts of impact machines.

Промышленностью в большом количестве выпускаются различные механизмы, принцип действия которых основан на использовании энергии удара. Возникающие при их эксплуатации проблемы в значительной степени связаны с низкими показателями надежности и малым ресурсом работы деталей, испытывающих циклическое воздействие динамической сжимающей нагрузки. В настоящее время экспериментально подтвержден факт зарождения и распространения усталостных трещин в технических конструкциях, работающих при воздействии циклических сжимающих нагрузок [1 - 4]. Цель данной работы заключалась в выявлении особенностей разрушения сталей в условиях многократного динамического нагружения по схеме сжатия и разработке рекомендаций по термическому упрочнению деталей ударных механизмов для обеспечения высоких показателей их надежности и долговечности.

Моделирование условий работы ударных механизмов осуществлялось на установке, реализующей схему многократного ударного сжатия образцов прямоугольной формы размером 35x10x3 мм. На боковых поверхностях образцов были прорезаны концентраторы напряжений глубиной 1 мм. Испытания проводили с частотой нагружения 500 ударов в минуту, энергия единичного удара составляла 7 Дж. В ходе испытаний фиксировали время зарождения усталостных трещин, скорость их роста и количество циклов нагружения до полного разрушения образцов. В качестве исследуемых материалов использовали различные марки отечественных и зарубежных среднеуглеродистых низколегированных сталей, широко применяемых для изготовления деталей ударных механизмов. Для получения структуры различного типа образцы подвергали упрочнению закалкой с последующим отпуском в диапазоне температур от 100 до 600 °С.

Процесс разрушения сталей при многократном динамическом воздействии сжимающей нагрузки условно можно разделить на 4 этапа. На первом этапе происходит процесс зарождения усталостной трещины, на втором – быстрый рост короткой трещины (до длины не более 1 мм). Третий этап соответствует распространению трещины со стабильной низкой скоростью, четвертый этап – окончательному разрушению образца. Процесс зарождения усталостных трещин при периодическом воздействии ударной сжимающей нагрузки сопровождается формированием в областях с локальной концентрацией напряжений зон упругопластической деформации. На полированных поверхностях образцов проявляется четко выраженная локализация процессов пластического течения с образованием полос, ориентированных под углом 45 градусов к направлению действия сжимающей нагрузки. Результатом процесса сжатия является появление в ненагруженном состоянии в вершине концентратора напряжений остаточных напряжений растяжения.

На первоначальном этапе зародившиеся микротрещины растут с высокой скоростью, затем происходит их торможение и дальнейшее распространение с низкой скоростью, практически не зависящей от фактической площади поперечного сечения образца. Увеличение твердости сталей приводит к уменьшению длины трещины, при которой наблюдается переход от этапа ускоренного роста к этапу замедленного распространения трещин. Моделирование процесса сжатия с использованием программного комплекса «ANSYS» показало, что размер зоны ускоренного роста трещины коррелирует с величиной области, в которой материал находится в плосконапряженном состоянии при соответствующем уровне сжимающей нагрузки. Сравнение продолжительности зарождения трещин в сталях с различным структурным состоянием с общими показателями их долговечности позволяет сделать вывод о том, что ресурс работы ударных механизмов определяется не периодом зарождения, а главным образом продолжительностью роста усталостной трещины.

Различие в скорости распространения коротких и длинных усталостных трещин связано с различными механизмами формирования и уровнем остаточных растягивающих напряжений в вершине трещины. При периодическом воздействии ударной сжимающей нагрузки для реализации условий непрерывного роста усталостной трещины необходимо обеспечить ее раскрытие. Вблизи поверхности образца раскрытие берегов трещины обеспечивается остаточными растягивающими напряжениями, возникающими вследствие пластической деформации материала. Раскрытие трещины во внутренних объемах материала, вероятно, происходит из-за микросмещений поверхности разрушения и несовпадения выступов и впадин при дальнейших циклах нагружения, а также из-за разрушения соприкасающихся берегов и появления в полости трещины продуктов фреттинг-коррозии. При фрактографических исследованиях изломов зафиксировано значительное количество пластически деформированных частиц, находящихся в зоне контакта соприкасающихся берегов трещины. При циклическом сжатии величина напряжений в вершине растущей в условиях

плоскодеформированного состояния трещины слабо зависит от уровня сжимающей нагрузки и определяется пластичностью стали и ее сопротивлением разрушению при воздействии значительных контактных нагрузок. Вероятно, по этим причинам скорость роста усталостной трещины на третьем этапе разрушения практически не зависит от ее длины и площади поперечного сечения образца. При других условиях нагружения, например, при реализации знакопеременного цикла, по мере роста усталостной трещины процесс разрушения сталей протекает с увеличивающейся скоростью. Малая скорость распространения усталостных трещин и ее слабая зависимость от фактической площади поперечного сечения обуславливают еще одну характерную особенность разрушения сталей в условиях циклического воздействия сжимающей нагрузкой – малую площадь зоны долома, которая обычно составляет 5...7 % от номинальной площади сечения образца.

Особенностью усталостного разрушения при динамическом сжатии является рост усталостных трещин во встречных направлениях с несовпадением плоскостей распространения. Вследствие этого процесса площадь поверхности разрушения может значительно превышать номинальную площадь поперечного сечения образца, а суммарная длина усталостных трещин – его ширину. На последнем этапе разрушения скорость роста трещины значительно возрастает. Это связано с уменьшением жесткости образца, появлением значительных изгибающих напряжений и изменением механизма разрушения материала.

При циклическом нагружении по схеме сжатия скорость распространения усталостной трещины вдоль фронта различна. Она максимальна вблизи свободной поверхности и уменьшается вглубь образца. Повышенная скорость роста усталостных трещин в поверхностных зонах образцов связана с действием растягивающих напряжений, возникающих в материале вследствие пластической деформации. Снижение прочностных свойств стали приводит к увеличению кривизны фронта распространяющейся трещины.

Исследование влияния режимов термической обработки на поведение среднеуглеродистых низколегированных сталей отечественного и зарубежного производства свидетельствует о том, что зависимость показателей долговечности сталей от уровня их твердости имеет нелинейный характер. У сталей в низкопрочном состоянии наблюдается интенсивная пластическая деформация материала, сопровождающаяся ростом остаточных растягивающих напряжений и ускорением процесса разрушения. Для изготовления деталей ударных механизмов, работающих в условиях нагружения по схеме сжатия, целесообразно использовать закаленные и отпущенные при 300 °С средне- и высокоуглеродистые стали. Уменьшение температуры отпуска ниже 300 °С приводит к росту внутренних напряжений, способствующих снижению характеристик усталостной долговечности стали.

Список литературы

1. Reid C.N. Fatigue in compression / C.N. Reid, K. Williams, R. Hermann // Fatigue of Engineering Materials and Structures – 1979. – № 1 – P. 267 – 270.
2. Suresh S. Crack initiation in cyclic compression and its applications / S. Suresh // Engineering Fracture Mechanics. – 1985. – Vol. 21, № 6 – P. 453 – 463.
3. Lenets. Y.N. Compression fatigue cracks growth behavior of metallic alloys: effect of environment / Y.N. Lenets // Engineering Fracture Mechanics. – 1997. – Vol. 57, № 5 – P. 527 – 539.
4. Тихомиров В.М. Рост трещины при знакопеременном цикле нагружения / В.М. Тихомиров // Прикладная механика и теоретическая физика – 2008. – Т.49, №5. – С.190 – 198.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАГНИТОТВЁРДЫХ СПЛАВОВ Fe-22Cr-15Co(22X15K) И Fe-25Cr-15Co(25X15K)

Пруцков М.Е., Миляев И.М., Колмаков А.Г., Юсупов В.С., Миляев А.И.

Россия, Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН, e-mail: pmmf@mail.ru

RESEARCH OF MECHANICAL PROPERTIES OF HARD MAGNETIC ALLOYS Fe-22Cr-15Co (22X15K) AND Fe-25Cr-15Co (25X15K)

Prutzkov M.E., Milyaev I.M., Kolmakov A.G., Yusupov V.S., Milyaev A.I.

Russia, Baykov Institute of Metallurgy and Materials Science RAS, e-mail: pmmf@mail.ru

Studying mechanical properties industrial hard magnetic alloys of system Fe-Cr-Co 22X15K and 25X15K depending on speeds of cooling in two intervals is lead: 700-620⁰C (when the morphology highcoercivity condition is pawned) and 620-500⁰C (when there is concentration stratification between α_1 and α_2 –phases). It is shown that embrittlement of the investigated alloys during formation highcoercivity condition occurs in two stages: from tough to transgranular destruction (it is connected with the first temperature interval) and from transgranular to intergranular destruction (it is connected with the second temperature interval). There is also a change of the mechanism of deformation from predominately sliding of dislocations to predominately twinning.

Магнитотвёрдые (МТ) деформируемые сплавы системы Fe-Cr-Co составляют особую группу магнитотвёрдых материалов (МТМ) в связи с их высокими механическими свойствами (прочностными и пластическими). Однако надо ясно представлять о чем идет речь, когда говорят о высоких механических свойствах. Высококоэрцитивный дисперсный спинодальный распад высокотемпературного пересыщенного ОЦК α -твёрдого раствора МТ FeCrCo сплавов на две изоморфные ОЦК фазы $\alpha_1 + \alpha_2$, где α_1 -фаза обогащена Fe и Co, а α_2 -фаза Cr, приводит к увеличению прочности сплавов и уменьшению их пластичности (охрупчиванию). При этом чем выше коэрцитивная сила МТ FeCrCo сплава, тем выше степень охрупчивания. Поэтому, когда говорят, что постоянные магниты из МТ FeCrCo сплавов пластичны, следует отчётливо понимать, что речь идёт о пластических свойствах этих сплавов в закалённом на α -твёрдый раствор состоянии, а не в состоянии высококоэрцитивного распада. Степень изменения механических свойств МТ FeCrCo сплавов зависит от содержания Co, от температуры и длительности этапов старения, которые определяют в первую очередь степень концентрационного расслоения между α_1 и α_2 -фазами [1].

Целью настоящей работы было исследование механических свойств промышленных МТ FeCrCo сплавов со средним содержанием Co (15 масс. %) и низким содержанием Cr (22-25 масс. %) для получения сведений о соотношении магнитных гистерезисных и механических свойств в зависимости от режимов их термической обработки.

Стандартные образцы для проведения механических испытаний на растяжение вытачивали из сортового проката промышленных сплавов 22X15K и 25X15КЮБ (ГОСТ 24897-81) диаметром 5 мм рабочей части. Сами измерения проводили на универсальных испытательных машинах фирмы Instron. Измерения магнитных гистерезисных свойств проводили на гистерезисграфах УИФИ-400 и Permagraph L. Изучение изломов разрушенных образцов проводили с помощью сканирующего электронного микроскопа Tescan Vega II SBU.

В закалённом от 1300⁰C на α - твёрдый раствор состоянии (сплав 22X15K) и от 1100⁰C (сплав 25X15K) материал обоих сплавов имеет наивысшую пластичность. Для сплава 22X15K в этом состоянии были получены: $\sigma_b = 609$ МПа, $\sigma_{0,2} = 437$ МПа и $\delta = 26\%$, для сплава 25X15K $\sigma_b = 674$ МПа, $\sigma_{0,2} = 505$ МПа, $\delta = 16,6\%$. На рис. 1-2 приведены данные зависимости предела прочности, остаточной индукции и коэрцитивной силы сплава 22X15K в зависимости от скорости охлаждения в интервале 620-500⁰C после нагрева до температуры 700-720⁰C и охлаждения в магнитном поле до температуры 620⁰C со скоростью 120 ⁰C/час и сплава 25X15КЮБФ в зависимости от скорости охлаждения в магнитном поле в интервале 700-620⁰C с последующим охлаждением до 500⁰C без магнитного поля со скоростью 8 ⁰C/час соответственно. Остаточная индукция обоих сплавов при

всех использованных режимах термообработки была практически постоянной: у сплава 22Х15К $V_T = 1,5$ Тл, у сплава 25Х15К $V_T = 1,3$ Тл. Общей чертой механических свойств обоих сплавов при всех режимах термической обработки является их низкая пластичность ($\delta \sim 1-2\%$) при сохранении высокой прочности. Данные рис. 1 и 2 показывают, что наиболее резкое изменение прочностных свойств наблюдается при изменении скорости охлаждения во втором температурном интервале 620-500⁰С (σ_B изменяется от 426 МПа при скорости охлаждения $v_2 = 8$ ⁰С/час до 665 МПа при $v_2 = 120$ ⁰С/час), т.е. когда происходит наиболее резкое разделение по химическому составу α_1 и α_2 фаз.

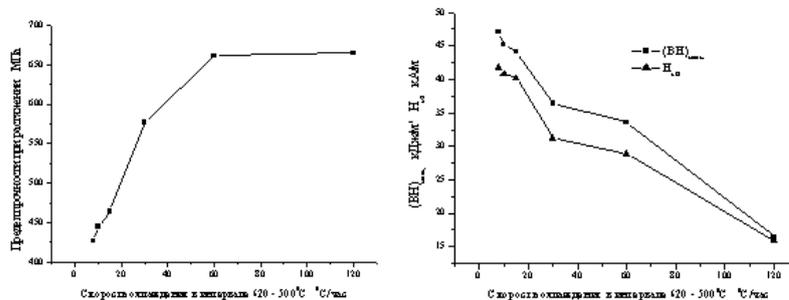


Рис. 1. Изменение σ_B , H_{CB} и $(BH)_{\max}$ сплава 22Х15К в зависимости от скорости охлаждения в температурном интервале 620 – 500⁰С.

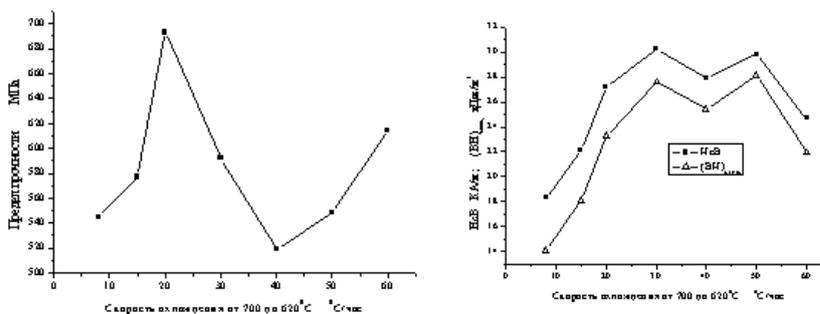


Рис.2. Изменение σ_B , H_{CB} и $(BH)_{\max}$ сплава 25Х15К в зависимости от скорости охлаждения в температурном интервале 700 – 620⁰С.

Изменение прочностных и магнитных гистерезисных свойств в зависимости от скорости охлаждения v_1 в первом температурном интервале 700-620⁰С, с одной стороны, не столь резкое (минимальное значение σ_B не опускается ниже 520 МПа), но, с другой стороны, на кривой $\sigma_B(v_1)$ наблюдается два экстремума, объяснить которые в настоящее время не представляется возможным. Можно только сказать, что существующая двухстадийная феноменологическая модель формирования высококоэрцитивного состояния (распад + дораспад α твёрдого раствора) является сильным упрощением и требуется более детальная разработка микроскопических моделей, объясняющих процесс формирования магнитных и механических свойств магнитотвёрдых FeCrCo сплавов. Фрактографическое исследование изломов образцов обоих исследованных сплавов показывает, что охрупчивание в процессе дисперсионного старения при формировании высококоэрцитивного состояния сопровождается двухстадийным изменением характера изломов: 1) от вязкого разрушения, связанного с зарождением микропор и их коалесценцией, до внутрикристаллического разрушения, связанного с переходом от вязкости к хрупкости, (преимущественно в температурном интервале 700-620⁰С) и 2) переходом от внутрикристаллического к межкристаллическому разрушению (преимущественно в температурном интервале 620-500⁰С). Обнаружено также, что в процессе дисперсионного старения исследованных сплавов происходит постепенный переход от механизма пластической деформации скольжением дислокаций к механизму деформации путём двойникования.

Литература.

Jin S., Mahajan S. and Brasen D. “Mechanical Properties of Fe-Cr-Co Ductile Permanent Magnet Alloys”. Metallurgical Transactions A. 1980, v. 11A, p. 69-76.

ПРОЧНОСТЬ НЕРАЗЪЕМНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТИТАНА И АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ, ПОЛУЧЕННЫХ СО₂-ЛАЗЕРОМ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПРОМЕЖУТОЧНЫХ СЛОЕВ

Пугачева Н.Б.¹, Смирнов С.В.¹, Афонин Ю.В.², Оришич А.М.², Черепанов А.Н.²

¹*Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия,*

²*Институт теоретической и прикладной механики им. А.С. Христиановича СО РАН, Новосибирск
nat@imach.uran.ru*

THE STRENGTH OF THE ONE-PIECE CONNECTIONS BY TITAN AND AUSTENITIC STEEL, RECEIVED BY THE CO₂-LASER WITH WITH USE OF INTERMEDIATE LAYERS

¹Pugacheva N.B., ¹Smirnov S.V., ²Afonin Yu.V., ²Orishich A.M., ²Cherepanov A.N.

¹*Institute of Engineering Science UB RAS, Ekaterinburg, Russia,*

²*Khristianovich's Institute of Theoretical and Applied Mechanics SB RAS, Novosibirsk, Russia*

Abstract

Possibility of reception of qualitative one-piece connections of titanic an alloy and аустенитная a constructional steel at the expense of use at laser welding of an intermediate transitive copper layer is shown. Welding spent on different modes, with use of additional processing methods: annealing пропановой a torch, провара from two parties, additives нонопорошков TiN, Y₂O₃ and Cr. For additional hardening of a welded seam to a copper plate added a tantalum plate. The microstructure, phase and chemical structures of the received welded connections, character of distribution of microhardness on height and width of welded seams are investigated. Mechanical tests for a static stretching of samples with welded seams are conducted. The relief and a local chemical compound of a surface of destruction of samples after mechanical tests is investigated. It is shown that at laser welding of a titanic alloy and stainless steel through an intermediate copper plate the maximum value of time resistance of an alloy of a seam reaches 375 МПа

Качество сварных швов аустенитных конструкционных сталей и титановых сплавов снижается за счет опасности появления холодных трещин, которые могут возникнуть как сразу после сварки, так и в процессе длительного хранения. Нередко перед конструкторами возникает необходимость осуществления сварки титанового сплава с конструкционной сталью. При этом возникает ряд технологических сложностей, связанных с существенными различиями теплофизических свойств соединяемых материалов. Проплавление титановых сплавов происходит гораздо интенсивнее по сравнению со сталями. При лазерной сварке конструкций из нержавеющей стали наиболее опасна химическая неоднородность шва, которая может служить основной причиной снижения механических свойств и стойкости к образованию холодных трещин. Для получения качественных швов при сварке титанового сплава с нержавеющей сталью перспективным представляется использование некоторых промежуточных слоев, позволяющих сгладить различия между соединяемыми материалами, например медной пластины. Сама по себе медь отличается высокой пластичностью и малой прочностью, однако при перемешивании соединяемых титанового сплава и аустенитной стали в расплаве меди возможно формирование сварного шва достаточно высокой прочности.

Сварку листов толщиной 3 мм из титанового сплава ВТ1 и нержавеющей стали 12Х18Н10Т проводили с помощью СО₂ лазера при разных величинах скорости движения луча, тока, мощности и разной степени фокусировки. В качестве переходного слоя, участвующего в формировании сварного шва, использованы медные, никелевые и нихромовые пластины толщиной 1 мм, а также припой на основе серебра ПСР72. Кроме того использовали дополнительные технологические приемы: отжиг пропановой горелкой, провар с двух сторон, добавки нонопорошков TiN, Y₂O₃ и Cr, а также пластины Та. Методами оптической металлографии (микроскоп НЕОРНОТ 21), а также растровой электронной микроскопии на приборе TESCAN VEGA II XMU (Чехия), оснащенный системами рентгеновского волнодисперсионного микроанализа INCA WAVE 700, энергодисперсионного микроанализа INCA ENERGY 450 с ADD детектором фирмы OXFORD (Великобритания) и программным обеспечением INCA исследованы микроструктура, распределение элементов, локальный химический состав материала сварных швов и прилегающих к ним диффузионных зон. Фазовый состав сварных швов определяли с поверхности поперечных шлифов на рентгеновском дифрактометре Shimadzu в k_{α} излучении хрома. Измерения микротвердости по сварному шву проведены на приборе LEICA VMHT AUTO (Германия) при нагрузках

от 10 до 50 г. Испытания на статическое растяжение осуществляли на сервогидравлической испытательной машине INSTRON 8801 в соответствии с ГОСТ 6996-66 «Сварные соединения. Методы определения механических свойств». Скорость растяжения составляла 1 мм/мин.

Режим лазерной сварки оказал существенное влияние на структуру и прочность соединений. Максимальной прочностью при статическом растяжении характеризуются швы с промежуточным медным слоем и добавкой нанопорошков TiN+Y₂O₃+Cr - 375 МПа, хотя это значение немного ниже прочности титанового сплава BT1 (485 МПа). Нанопорошки присутствуют в материале сварного шва, что подтверждают результаты рентгеноструктурного фазового и локального микрорентгеноспектрального анализов. Содержание TiN составило не более 1 мас. %, Y₂O₃ – не более 0,05 мас. %, Cr присутствует в сварном шве за счет диффузии из нержавеющей стали, поэтому выявить влияние нанодобавок этого элемента не представлялось возможным. Немного ниже значения прочности сварного шва, полученного по такому же режиму, но без нанопорошков - σ_b около 335 МПа. Среднее значение микротвердости материала шва составило HV 0,05 330. Максимально однородные по химическому составу и распределению значений микротвердости швы образуются после отжига пропановой горелкой. Значения временного сопротивления немного ниже ($\sigma_b=319$ МПа), чем до отжига.

Среднее значение микротвердости материала сварного шва после отжига снизилось до HV 0,05 300, а диффузионной зоны на границе с титановым сплавом практически не изменилось (HV 0,05 535 до отжига и 510 после отжига), при этом максимальное значение снизилось от HV 0,05 720 до 704, а минимальное повысилось от HV 0,05 280 до 310, что свидетельствует о частичном растворении интерметаллидов и переходе элементов в твердый раствор. В диффузионной зоне на границе с аустенитной сталью процессы растворения интерметаллидов более заметны, это отразилось на выравнивании значений микротвердости по ширине и высоте диффузионной зоны: среднее значение микротвердости материала этой зоны составило HV 0,05 536 без отжига и 512 после отжига. По данным локального микрорентгеноспектрального анализа диффузионная зона на границе с титановым сплавом содержит максимальное количество кислорода (около 6 мас. %).

Во всех исследованных сварных швах обнаружено интенсивное диффузионное взаимодействие соединяемых материалов с медными пластинами. На границе с нержавеющей сталью и титановым сплавом образуются достаточно широкие (около 0,35 мкм) диффузионные зоны, которые способствуют плавному перераспределению свойств между соединенными материалами. Через расплавленный металл сварочной ванны происходит диффузионное перераспределение титана до нержавеющей стали, и железа – до титанового сплава. На границе с титановым сплавом диффузионная зона содержит от 30 до 72 мас. % меди, от 3 до 22 мас. % железа, около 1,5 мас. % никеля, около 1,5 мас. % хрома и от 20 до 56 мас. % титана. Диффузионная зона на границе с нержавеющей сталью представляет собой твердый раствор меди и титана в железе, параметр решетки аустенита при этом увеличился на 0,1 Å по сравнению с основой аустенитной стали. Концентрация железа по толщине диффузионной зоны уменьшается при удалении от границы с нержавеющей сталью до 48 мас. %, хрома – до 10 мас. %, никеля до 4 мас. %, а меди и титана увеличивается до 17 и 13 мас. %, соответственно.

Основу сварных швов составляет твердый раствор всех элементов в решетке меди, в котором равномерно или строчечно располагаются интерметаллиды TiCu₃, TiFe₂, TiCr₂. Частицы интерметаллидов имеют размеры от 1 до 200 мкм. Крупные частицы представляют собой конгломераты слившихся друг с другом мелких частиц. Границы крупных частиц неровные, состоят из многочисленных «отростков» и мелких частиц. Особенно это заметно на границе сварного шва с титановым сплавом, где интерметаллиды формируют зубчатую границу, которая упрочняет материал шва и препятствует развитию трещин. Добавление к медной тонкой пластины тантала привело к частичному растворению последней при сварке с образованием интерметаллидов TaCr₂, увеличивших значения микротвердости шва до HV 0,05 800. Однако при выбранном режиме не удалось полностью растворить всю танталовую пластину. Использование никелевой и нихромовой пластин не позволило получить прочные соединения, а при использовании ПСР72 $\sigma_b=290$ МПа.

Проведенные исследования показали перспективность использования для лазерной сварки титановых сплавов с нержавеющей сталью медных пластин в качестве промежуточного переходного слоя. Введение нанопорошков TiN, Y₂O₃ и Cr вносит дополнительный вклад в прочность швов за счет измельчения микроструктуры.

Работа выполнена в рамках интеграционного проекта ИМАШ УрО РАН и ИТПМ им. С.А. Христиановича СО РАН.

ИЗУЧЕНИЕ УПРУГИХ СВОЙСТВ НАНОКРИСТАЛЛОВ ВОЛЬФРАМА

Пугачевский М.А.

Россия, УРАН Институт материаловедения ДВО РАН, pmaximal@mail.ru

RESEARCH OF ELASTIC PROPERTIES OF TUNGSTEN NANOCRYSTALS

Pugachevsky M.A.

The elastic properties of the tungsten nanocrystals are studied by probe spectroscopy using atomic force microscopy. The elastic modulus of tungsten nanocrystals grown by the carbothermal reduction of nickel tungstate is experimentally determined about 100 ± 30 GPa, being about 3.5 times lower than the value for a massive tungsten single crystal. It is concluded that the elastic properties of tungsten nanocrystals are determined by grain boundaries.

В последние десятилетия проявляется повышенный научный и практический интерес к нитевидным кристаллам металлов: механизмам образования, новым способам выращивания, разработке методов промышленного синтеза. Особую актуальность представляют исследования, посвященные изучению свойств нитевидных кристаллов, таких как: механическая прочность, модуль упругости, температурная и химическая стабильность и др. [1]. Определение таких характеристик позволяет прогнозировать свойства композитных материалов изготовленных на их основе. В институте материаловедения ХИЦ ДВО РАН была разработана оригинальная методика получения нитевидных монокристаллов вольфрама из вольфраматных систем методом углеродотермического восстановления [2]. Целью данной работы является определение модуля упругости (модуля Юнга) нанопроволок вольфрама, выращенных из системы на основе вольфрамата никеля NiWO_4 .

Вольфрамовые нанопроволоки были получены из системы NiWO_4 в трубчатой печи с программируемым нагревом SNOL 0,2/1500 в динамическом и квазиизотермическом режиме [2]. Выращенные кристаллы вольфрама имеют длину 10-100 мкм и диаметр 0,2-1,5 мкм. На рис. 1 видно, что нанопроволоки представляют собой пучки отдельных кристаллов сросшихся по граням, преимущественно по 5-10 штук.

Упругие свойства нанопроволок исследовали на атомно-силовом микроскопе NTEGRA Prima. В эксперименте исследуемый образец закрепляли двумя способами: с фиксированным одним концом и с фиксированными двумя концами.

Первый способ: нанопроволока закреплялась одним концом на подложке тонким слоем цианакрилатного клея. На различных расстояниях от фиксированного конца к образцу подводился зонд атомно-силового микроскопа, представляющий собой кремниевый кантилевер с алмазной иглой на конце. Такой способ позволял изучить влияние длины нанопроволоки на упругие свойства при неизменной толщине.

Второй способ: образец располагался на двух вершинах специальной подложки с регулярной поверхностью. Расстояние между вершинами подложки L составляло 70 мкм, глубина $h - 2$ мкм. Зонд АСМ подводился к середине нанопроволоки. В этом случае, используя нанопроволоки различной толщины, была возможность изучить влияние толщины нанопроволоки на упругие свойства при неизменной длине.

Толщина и длина исследуемых нанопроволок определялись в оптический и просвечивающий электронный микроскоп Libra-120, оснащенный сканирующей трансмиссионной приставкой для STEM режима. С помощью атомно-силового микроскопа проводилась спектроскопия зависимости сигнала DFL (Deflection), характеризующего вертикальную деформацию кантилевера, от расстояния между зондом АСМ и исследуемым образцом. Под действием упругой силы прижатия зонда нанопроволока также упруго деформировалась. Зная коэффициент упругости кантилевера k_{cant} , по результатам спектроскопии АСМ можно рассчитать коэффициент упругости нанопроволоки:

$$k_{nw} = \frac{k_{cant} \cdot k_{sys}}{k_{cant} - k_{sys}}, \text{ где } k_{sys} - \text{коэффициент упругости системы кантилевер - образец.}$$

Упругие свойства материала характеризуются модулем упругости. Принимая во внимание, что нанопроволока представляет собой шестигранник с длиной L и толщиной D , модуль упругости для образца, фиксированного одним концом и двумя концами, можно рассчитать, соответственно, как:

$$E = \frac{9,85 \cdot L^3}{D^4} \cdot k_{nw} \quad \text{и} \quad E = \frac{0,62 \cdot L^3}{D^4} \cdot k_{nw}$$

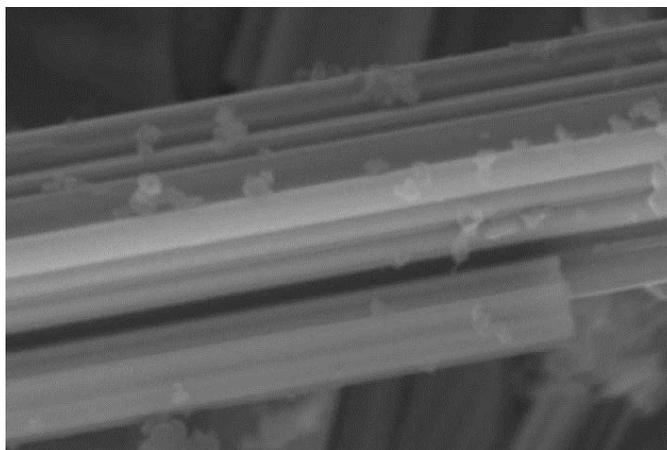


Рис. 1. STEM изображение вольфрамовых нанопроволок, полученных методом углеродотермического восстановления NiWO_4 .

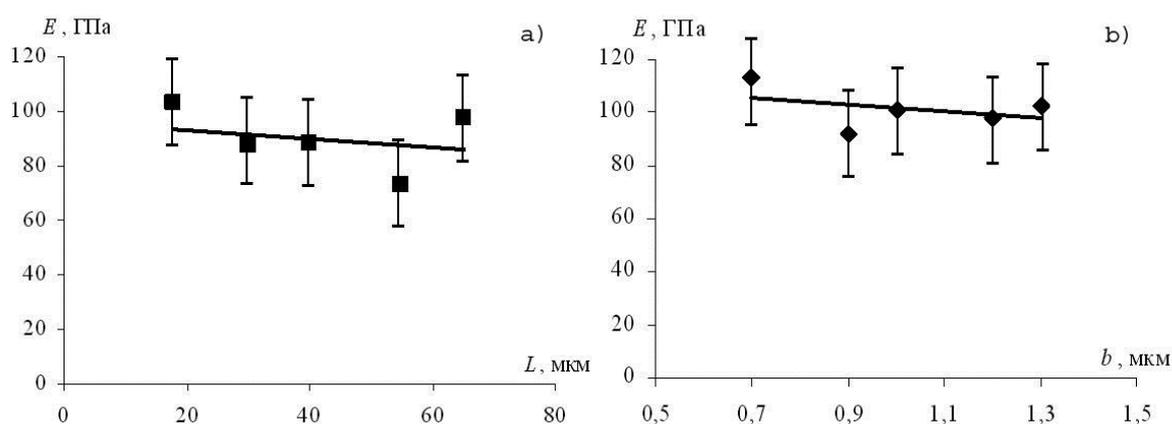


Рис. 2. Зависимость модуля упругости вольфрамовых нанопроволок от: а) длины при толщине проволоки 700 нм; б) толщины при длине проволоки 70 мкм. Сплошная линия – аппроксимирующая кривая.

На рис. 2 представлены результаты расчетов модуля упругости вольфрамовых нанопроволок в зависимости от длины при неизменной толщине (рис. 2а) и в зависимости от толщины при неизменной длине нанопроволоки (рис. 2б). Результаты расчетов показывают, что модуль упругости вольфрамовых нанопроволок E лежит в пределах 100 ± 30 ГПа. Что значительно меньше, чем значение модуля упругости для массивного образца вольфрама $E_0 = 355$ ГПа. Данный результат можно объяснить тем, что в нашем случае нанопроволоки не являются целиком монокристаллическими, а представляют собой пучок отдельных монокристаллов, вытянутых по длине нанопроволок, а в диаметре не превышающих $200 \div 400$ нм. Этот факт следует из рис. 1, на котором отчетливо видны межкристаллические границы в составе каждой нанопроволоки. Можно предположить, что межкристаллические границы значительно уменьшают модуль упругости целого пучка, повышая эластичные свойства нанопроволок. В пользу данного предположения говорит зависимость модуля упругости от длины и толщины нанопроволок (рис. 2), по которым видно, что модуль упругости вольфрамовых нанопроволок уменьшается с увеличением их длины и толщины, а, следовательно, с увеличением суммарной площади межкристаллических границ в пучке.

Работа поддержана Президиумом ДВО РАН (грант № 11-III-B-02-004). Автор выражает глубокую признательность Макаревичу К.С. и Лебуховой Н.В. за предоставленные образцы для исследований и обсуждение результатов работы.

Литература

[1] Cimalla V., Rohlig C., etc. // Journal of Nanomaterials. – 2008. – V.1155. – P. 1221-1230.

[2] Karpovich N.F., Lebukhova N.V., etc. // J. Phys. Chem. C. – 2008. – 112 (47). – P.18455-18458.

ИЗМЕНЕНИЕ БЛИЖНЕГО ПОРЯДКА ПРИ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВА Ni_3Al С СИММЕТРИЧНЫМИ ГРАНИЦАМИ ЗЕРЕН

Ракитин Р.Ю.¹, Годенова Е.Г.², Старостенков М.Д.²

¹Россия, Алтайская государственная педагогическая академия, rrak@uni-altai.ru

²Россия, Алтайский государственный технический университет
jane-ohara@yandex.ru, genphys@mail.ru

THE SHORT-RANGE ORDER CHANGE BY DEFORMATION OF Ni_3Al ALLOY WITH SYMMETRICAL GRAIN BOUNDARIES

Rakitin R.Yu., Godenova E.G., Starostenkov M.D.

The short-range order change near symmetrical grain boundary in ordered alloy Ni_3Al are researched by molecular dynamics method. The most significant disturbance of short-range order at the atomic arrangement occurs during process of both compressive and stretching plastic deformation of calculating block. Under the elastic deformations the value of short-range order approaches quantity -0,33 appropriate to ideal FCC-crystal.

Известно, что поведение поликристаллических материалов в условиях внешних нагрузок во многом определяется структурой границ зерен (ГЗ). В основе подобной зависимости лежит ряд важнейших зернограницных процессов: зернограницное проскальзывание (ЗГП), взаимодействие границ зерен с дефектами кристаллической решетки и пр. Кроме того, изменение атомной структуры границ зерен может делать одни механизмы пластической деформации преобладающими над другими. Одним из способов регулирования подобных механизмов является изменение параметра ближнего и дальнего порядка. Известно, что влияя на степень порядка можно активизировать одни механизмы пластической деформации и затруднять возникновение других [1]. В связи с этим исследование процесса изменения ближнего порядка вблизи симметричных границ зерен представляется актуальным. Наблюдать подобные процессы в динамике путем прямых экспериментальных методов не представляется возможным, поэтому широкое применение находят методы компьютерного моделирования. В настоящей работе исследования процесса нарушения ближнего порядка при деформации сплава Ni_3Al с симметричными границами зерен наклона $\langle 111 \rangle$ проводились при помощи метода молекулярной динамики. Численные расчеты производились в программе «ГВАЗВ», имеющей свидетельство о государственной регистрации [2]. Одним из способов расчета параметра ближнего порядка является приближение Каули [3], которое использовалось в рамках данной программы.

Процедура построения расчетного блока сплава Ni_3Al , содержащего одиночную симметричную границу зерен наклона в центре подробно описана в более ранних статьях авторов [4, 5]. В данной работе при конструировании стартового расчетного блока использовалась аналогичная методика. Количество атомов в блоке варьировалось от $1,5 \cdot 10^4$ до $3 \cdot 10^4$. Вдоль оси наклона в направлении $\langle 111 \rangle$ (ось Z расчетного блока) на границах расчетного блока задавались периодические граничные условия, обеспечивающие свободное перемещение зернограницных дислокаций (ЗГД). Вдоль двух других осей (X и Y) для фиксации положения границы накладывались жесткие граничные условия.

Для приведения полученного расчетного блока в состояние с минимальной энергией проводилась динамическая релаксация по методу молекулярной динамики. Взаимодействие атомов в сплаве задавалось при помощи многочастичного tight-binding потенциала Клери-Розато [6]:

$$E = \sum_i \left[- \left(\sum_{i \neq j} \xi_{\alpha\beta}^2 e^{-2q_{\alpha\beta}(r_{ij}/r_0^{\alpha\beta}-1)} \right)^{1/2} + \sum_{i \neq j} A_{\alpha\beta} e^{-p_{\alpha\beta}(r_{ij}/r_0^{\alpha\beta}-1)} \right]$$

На программном уровне деформация сжатия и растяжения реализовывалась посредством пошагового изменения межатомных расстояний в расчетном блоке. Деформация задавалась вдоль каждой из осей поочередно, т.е. являлась одноосной. Расчетный блок с заданной деформацией выдерживался при температуре $0,6T_{пл}$ в течение 0,05 нс, после чего охлаждался в течение 0,001 пс.

Для выявления основных характеристик процесса разупорядочения вблизи симметричных границ зерен строились графики зависимости параметра ближнего порядка от величины и направления одноосной деформации $\sigma(\epsilon)$. На рис. 1 в качестве примера показаны графики зависимости $\sigma(\epsilon)$ от величины одноосной деформации вдоль осей X, Y и Z, построенные для расчетного блока Ni_3Al с углом разориентации 7° .

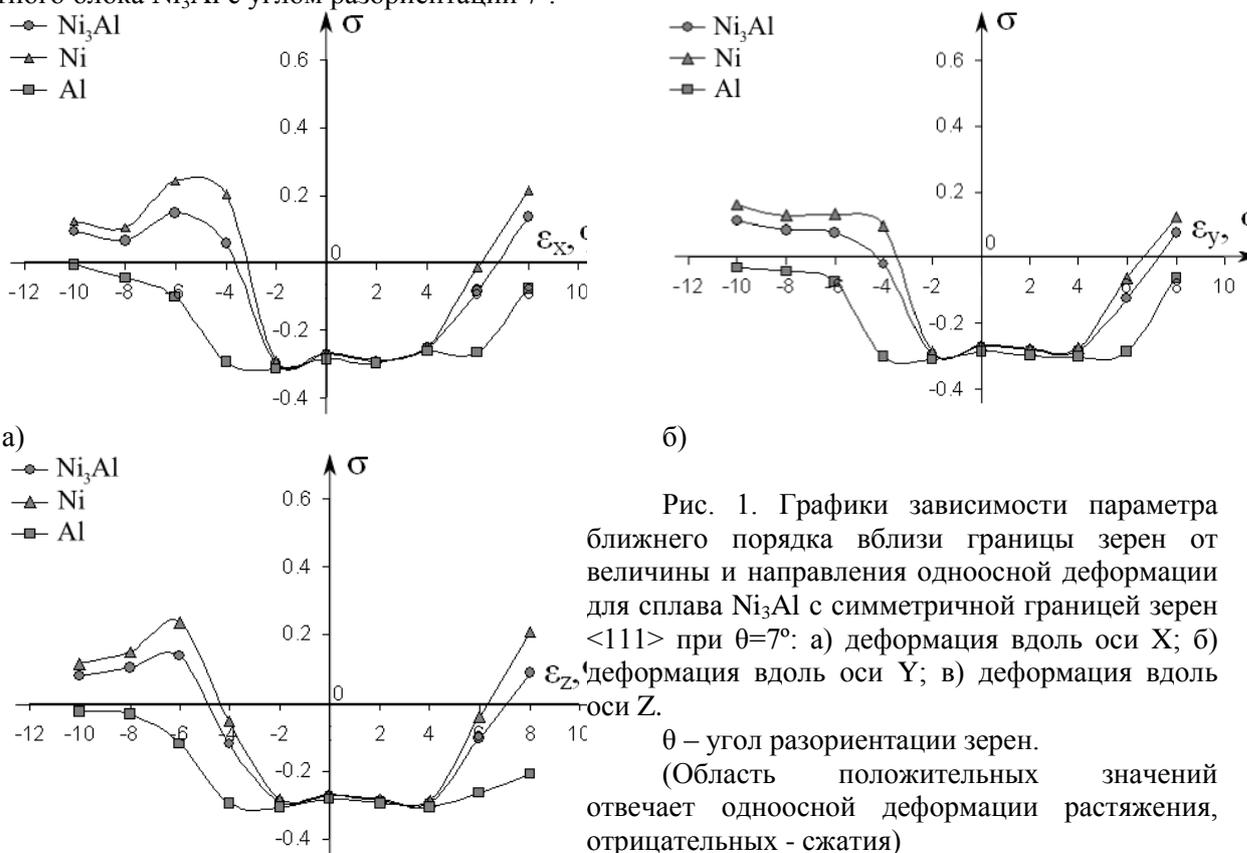


Рис. 1. Графики зависимости параметра ближнего порядка вблизи границы зерен от величины и направления одноосной деформации для сплава Ni_3Al с симметричной границей зерен $\langle 111 \rangle$ при $\theta=7^\circ$: а) деформация вдоль оси X; б) деформация вдоль оси Y; в) деформация вдоль оси Z.
 θ – угол разориентации зерен.
 (Область положительных значений отвечает одноосной деформации растяжения, отрицательных - сжатия)

в)

Кроме того, исследовалось изменение ближнего порядка вблизи симметричных границ зерен с углами 16° и 22° . Качественных, изменений в ходе графиков зависимостей $\sigma(\epsilon)$ выявлено не было. Отличия обусловлены только количественными параметрами, связанными с увеличением плотности дислокаций при увеличении угла разориентации зерен.

На рис. 1 четко видна область упругих деформаций, поскольку для нее характерно практически неизменное значение параметра ближнего порядка. Основные нарушения ближнего порядка, вплоть до ближнего расслоения по подрешеткам атомов Ni (случай $\sigma > 0$), наблюдаются при пластических деформациях сжатия и растяжения. При пластических деформациях сжатия от -4% до -8% для атомов Ni характерно стремление к окружению односортными соседями в ближайшем окружении. Это обусловлено интенсивным расщеплением зернограницных дислокаций при переходе от области упругих дислокаций к области пластических. При повышении степени сжатия выше -8 - -10% величина σ уменьшается, и стремится к нулю, т.е. появляется тенденция к отсутствию порядка.

Основной вклад в нарушение ближнего порядка вносится атомами Ni, что видно из сравнения трех зависимостей $\sigma(\epsilon)$ для атомов Ni, Al и сплава Ni₃Al в целом.

Литература

1. Попов Л.Е., Конева Н.А., Терешко И.В. Деформационное упрочнение упорядоченных сплавов. - М.: Металлургия, 1979. 256 с.
2. Ракитин Р.Ю. «Границы зерен в сплавах (GBA3B)». / РОСПАТЕНТ. Свидетельство о гос. регистрации программы для ЭВМ № 2009610715 от 30.01.2009.
3. Иверонова В.И., Канцельсон А.А. Ближний порядок в твердых растворах. - М.: Наука, 1977. 256 с.
4. Ракитин Р.Ю., Харина Е.Г., Старостенков М.Д., Мартынов А.Н., Полетаев Г.М. Исследование атомной структуры и распределений энергии и ближнего порядка в симметричных границах зерен наклона в интерметаллиде Ni₃Al // Известия Вузов. Черная металлургия. 2010. №10. С.72-74.
5. Харина Е.Г., Ракитин Р.Ю., Старостенков М.Д., Полетаев Г.М. Энергия активации самодиффузии по симметричным границам зерен наклона <111> в интерметаллиде Ni₃Al // ФТТ. 2011. т.53. вып.5. С.980-983.
6. Cleri F., Rosato V. Tight-binding potentials for transition metals and alloys // Phys. Rev. B. 1993. V.48. №1. P.22-33.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ПОВЕДЕНИЕ ПРИ НАГРЕВАХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Mg-Y-Gd-Zr

Рохлин Л.Л., Добаткина Т.В., Тарытина И.Е., Лукьянова Е.А.

Россия, Учреждение Российской Академии наук Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН, rokhlin@imet.ac.ru

MECHANICAL PROPERTIES AND BEHAVIOUR DURING HEATING OF THE HIGH STRENGTH ALLOYS OF THE Mg-Y-Gd-Zr SYSTEM

Rokhlin L.L., Dobatkina T.V., Tarytina I.E., Lukyanova E.A.

Institution of Russian Academy of Sciences Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of RAS, rokhlin@imet.ac.ru

Having low density Mg-base alloys are attractive as light structural materials for many applications, where weight saving is of a great importance. Last years a special attention is paid amongst them to the alloys of the Mg-Y-Gd-Zr system, which exhibit quite high strength properties at near room and elevated (up to 300 °C) temperatures [1-3]. In this work the comprehensive investigation of one of the Mg-Y-Gd-Zr alloys were undertaken by study mechanical properties of its hot-extruded plate without and after additional heat treatment. Investigation indicated the high strength properties of the Mg-Y-Gd-Zr alloys and revealed a weak anisotropy of them. Thus, after aging at 200 °C for 64 h $\sigma_B = 435$ MPa, $\sigma_{0.2} = 338$ MPa, $\delta = 4.9\%$ at room temperature were reached. Unlike most of the known wrought commercial magnesium alloys in the studied Mg-Y-Gd-Zr one the closeness between tensile yield strength and compression yield strength was revealed. Additional annealing at 250 and 300 °C of the preliminary aged alloy at 200 °C for 64 h up to hardness maximum resulted in reversion accompanied by the abrupt softening caused by dissolution of the precipitates in Mg solid solution. The short (1-2 h) annealing of "as hot-extruded" alloy was accompanied by the insignificant change of its hardness up to about 400 °C and abrupt softening at higher annealing temperatures. According to the microstructure observations, the special features of the hot worked Mg-Y-Gd-Zr alloys during mechanical tests result from the quite fine grains in it along with some contents of the extended severely deformed ones and a possibility of the Mg supersaturated solid solution for strengthening during decomposition.

Вследствие малой плотности магниевые сплавы представляют интерес как легкие конструкционные материалы для применения во многих областях техники, где снижение собственного веса изделий имеет большое значение. В последние годы особое внимание среди магниевых сплавов уделяется сплавам системы Mg-Y-Gd-Zr, которые характеризуются весьма высокими прочностными свойствами при близких к комнатной и повышенных (до 300 °С) температурах [1-3]. В настоящей работе было предпринято подробное исследование одного из сплавов системы Mg-Y-Gd-Zr путем всестороннего изучения его механических свойств в горячепрессованном состоянии (после экструзии). Состав исследованного сплава: 4,7%Y, 4,6%Gd, 0,3%Zr, Mg основа. Редкоземельные металлы: иттрий и гадолиний, присутствуют в сплаве как основные упрочняющие добавки. Они образуют с магнием ограниченные твердые растворы, протяженность которых уменьшается с понижением температуры, так что в исследованном сплаве возможно образование пересыщенного твердого раствора на основе магния с последующим его распадом, сопровождающимся упрочнением. Назначение добавки циркония – измельчение зерна сплава в литом состоянии без участия в распаде магниевом твердого раствора. В результате горячего прессования, которое проводилось со степенью вытяжки 13, была получена плита с поперечным сечением 200×40 мм². Плита использовалась для определения механических свойств сплава путем растяжения и сжатия в различных направлениях: продольном (вдоль направления прессования), поперечном (перпендикулярно направлению прессования и параллельно большой плоскости поверхности плиты), высотном направлении (перпендикулярно направлению прессования и параллельно малой плоскости поверхности плиты). Результаты механических испытаний плиты в горячепрессованном состоянии и после дополнительного старения при 200 °С в течение 64 ч до максимума упрочнения приведены в Таблице 1. Они показывают высокие для магниевых сплавов значения прочностных свойств в состаренном состоянии и малую анизотропию их. Следует также отметить, что в отличие от большинства промышленных деформированных магниевых сплавов, исследованный сплав системы Mg-Y-Gd-Zr характеризуется близкими значениями предела текучести на растяжение и сжатие. Кратковременные испытания механических свойств сплава при повышенных температурах показали его высокую жаропрочность. После старения 200 °С, 64 ч в продольном направлении были достигнуты при 250 °С $\sigma_B = 336$ МПа, $\sigma_{0,2} = 286$ МПа, $\delta = 14,2\%$.

Таблица 1. Механические свойства плиты сплава Mg-4,7%Y-4,6%Gd-0,3%Zr при комнатной температуре (средние значения)

Состояние	Направление	Растяжение			Сжатие		
		σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	Сжатие, %
Горячепресс.	Продольное	332	231	21,4	485	249	20,7
	Поперечное	296	215	17,8	467	225	12,9
	Высотное	-	-	-	423	217	10,8
Старение 200 °С, 64 ч	Продольное	435	338	4,9	557	344	9,4
	Поперечное	378	311	3,5	548	309	7,6
	Высотное	-	-	-	516	305	6,4

Кратковременный (1-2 ч) отжиг горячепрессованного сплава сопровождался незначительным разупрочнением вплоть до 400 °С. При более высоких температурах отжига происходило резкое разупрочнение, сопровождавшееся ростом рекристаллизованных зерен. После отжига при 400 °С сплав сохранял способность упрочняться при старении, но достигались более низкие прочностные свойства: $\sigma_B = 404$ МПа, $\sigma_{0,2} = 328$ МПа, $\delta = 1,6\%$ при комнатной температуре после старения по режиму 200 °С, 64 ч.

Нагрев состаренного по режиму 200 °С, 64 ч сплава при низких температурах, 250 и 300 °С, приводил к резкому разупрочнению вследствие обратного растворения в магниевом твердом растворе продуктов распада (возврат). Это можно видеть на Рис.1.

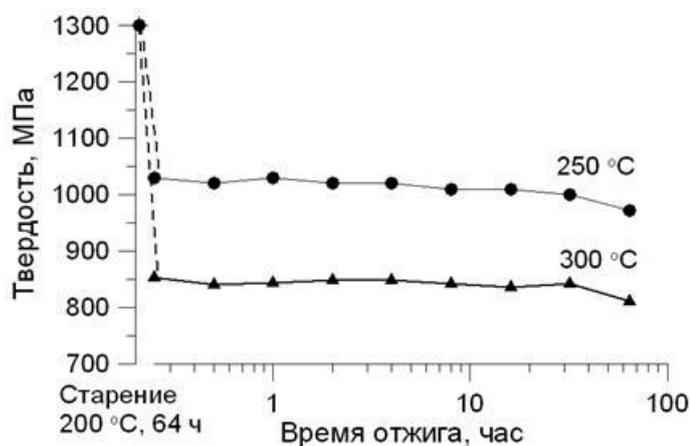


Рис.1. Изменение твердости состаренного сплава Mg-4,7%Y-4,6%Gd-0,3%Zr с увеличением времени отжига при температурах 250 и 300 °С.

Согласно наблюдениям микроструктуры, высокая прочность и характерные особенности поведения при нагревах сплавов Mg-Y-Gd-Zr, деформированных в горячем состоянии, обусловлены образованием весьма мелких рекристаллизованных зерен, наряду с некоторым количеством сильно деформированных вытянутых зерен, а также способностью образовавшегося пересыщенного твердого раствора на основе магния упрочняться в процессе распада при старении.

Работа проводилась по проекту Программы ОХНМ-2 РАН.

Литература

1. Liu X.B., Chen R.S., Han E.H. Effects of ageing treatment on microstructures and properties of Mg-Gd-Y-Zr alloys with and without Zn additions. // J. Alloy Compd. 2008. V. 465. P. 232-238.
2. Twier A.M., Robson J.B., Lorimer G.W., Rogers P. A study of the microstructure of cast and extruded Electron 675. // Proceedings: Magnesium. 8th International Conference on Magnesium Alloys and their Applications". Weimar, Germany, WILEI-VCH GmbH&Co, KGaA. 2009. P. 33-39.
3. Rokhlin L.L., Dobatkina T.V., Nikitina N.I., Tarytina I.E. Structure and Properties of the Wrought Mg-Y-Gd-Zr System Alloys. // Proceedings: Magnesium. 8th International Conference on Magnesium Alloys and their Applications". Weimar, Germany, WILEI-VCH GmbH&Co, KGaA. 2009. P. 469-475.

ВЗАИМОСВЯЗЬ МЕЖДУ МАГНИТНЫМИ ПАРАМЕТРАМИ СТАЛЕЙ В НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОМ СОСТОЯНИИ

Сандомирский С.Г.

Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, , sand@iaph.bas-net.by

RELATIONSHIP BETWEEN MAGNETIC PARAMETERS OF STEELS IN THE STRESS-DEFORMED STATE

Sandomirski S. G.

A technique is elaborated of using the relationship, established between the residual magnetization, coercive force, and maximal magnetic permeability of steels in the magnetic structural analysis, to describe the relationship between them in the stress-deformed state.

Параметрами сталей, результаты прямого или косвенного измерения которых рекомендуются к использованию в магнитном структурном анализе, являются коэрцитивная сила H_C , остаточная намагниченность M_R и максимальная магнитная проницаемость μ_m .

Необходимость прогнозирования и контроля состояния конструкций активировала исследования взаимосвязи между параметрами напряженно-деформированного состояния и магнитными характеристиками сталей [1 – 3]. Для использования при этом рекомендовано измерение тех же магнитных параметров H_C , M_R и μ_m , что и в магнитном структурном анализе.

Воспользуемся приближенным эмпирическим соотношением между H_C , M_R и μ_m сталей, установленным Гумлихом и Шмидтом [4]. В системе СИ оно может быть записано в виде:

$$\mu_m \approx (0,476 + \beta H_C) \frac{M_R}{H_C}, \quad \text{где } \beta = 0,0712 \text{ м/кА} \quad (1)$$

В [5] с использованием данных о магнитных свойствах 211 сталей (с H_C от 0,73 до 7,79 кА/м) для применения к современным сталям осуществлена проверка формулы (1), записанной в виде:

$$M_R \approx \frac{\mu_m H_C}{0,476 + \beta H_C} \quad (2)$$

Показано, что коэффициент корреляции линейного уравнения регрессии $M_R = M_R(\text{расчет})$ составил 0,947, а расхождение экспериментальной и рассчитанной по (2) величин M_R в большинстве случаев не превысило суммарной погрешности измерения параметров M_R , H_C и μ_m . Полученные результаты обосновывают правомерность предпринятой попытки использовать формулу (1) и для описания взаимосвязи параметров M_R , H_C и μ_m сталей в напряженно-деформированном состоянии.

Были сопоставлены результаты μ_m расчета с использованием (1) и экспериментально измеренной в [1] μ_m сталей 3 и 45 в различном исходном состоянии от деформации ϵ растяжением. Расхождение между ними ни в одном из случаев не превысило возможной суммарной погрешности ($\pm 12\%$) измерения магнитных параметров M_R , H_C и μ_m , а в большинстве случаев было меньше этой величины. Коэффициент корреляции R линейного уравнения регрессии $\mu_m = \mu_m$ составил 0,995.

И для результатов расчета по (1) и измерения [2] величины μ_m стали 15ХН4Д от приложенных нормальных σ (растягивающих и сжимающих) и касательных τ напряжений характер зависимостей $\mu_m(\sigma)$ и $\mu_m(\tau)$ идентичен, а расхождение между результатами расчета и измерения μ_m редко превышает суммарную погрешность измерения магнитных параметров M_R , H_C и μ_m . Хотя количественное расхождение между результатами расчета и измерения μ_m более заметно, это не позволяет утверждать о нарушении определяемой соотношением (1) взаимосвязи между M_R , H_C и μ_m сталей их напряженным состоянием. Кроме погрешностей измерения, основной вклад в расхождение между результатами расчета по (1) и измерения μ_m в напряженном состоянии вносит расхождение между результатами расчета по (1) и измерения μ_m в не напряженном состоянии. Это является следствием того, что формула (1) получена на основании статистического анализа результатов измерения M_R , H_C и μ_m различных материалов и для конкретной стали носит приближенный характер.

При анализе изменения μ_m сталей в напряженном состоянии расхождение между результатами расчета и эксперимента может быть нивелировано введением в (1) коэффициента ξ :

$$\mu_m \approx \xi(0,476 + \beta H_C) \frac{M_R}{H_C}, \quad (3)$$

$$\text{где} \quad \xi = \mu_{m0}/\mu_{m1} \quad (4)$$

μ_{m0} и μ_{m1} – измеренное и рассчитанное по (1) значения μ_m сталей в не напряженном состоянии.

Это подтверждают представленные на рисунке результаты измерения [3] и расчета по (1) и (3) зависимости μ_m стали X70 от приложенных вдоль оси прокатки напряжений σ :

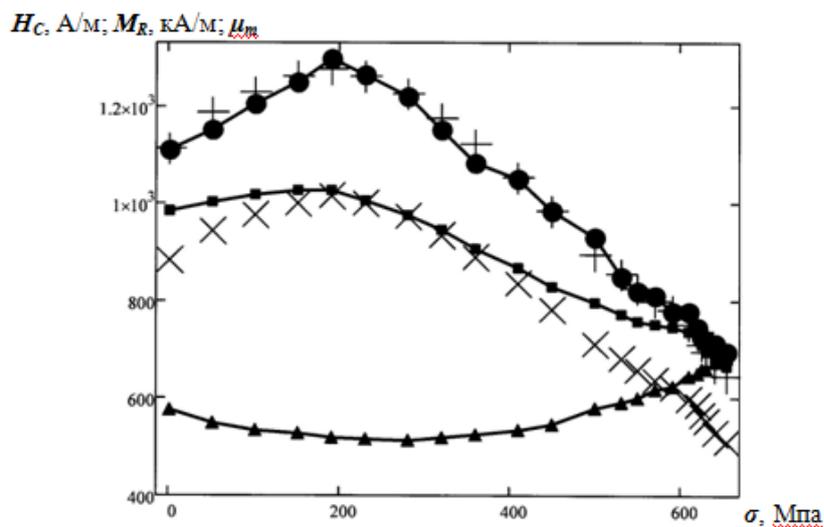


Рисунок. Зависимости M_R (■), H_C (▲) и μ_m (●, X, +) стали X70 от приложенных напряжений σ . ■, ▲, ● – экспериментальные результаты по [3]; X и + – расчет μ_m по (1) и по (3) при $\xi = 1,26$.

Использованные при расчете по (1) и (3) значения M_R и H_C при заданных σ получены позиционированием (после многократного увеличения) данных, представленных в [3]. Для расчета $\xi \approx 1,26$ использованы представленные в [3] данные о результатах измерения магнитных параметров стали X70, измеренных в не напряженном состоянии: $B_R = 1,23$ Тл, $H_C = 5,8$ А/см, $\mu_m = 1110$.

Представленные на рисунке результаты показывают, что введение в уравнение (1) для расчета μ_m стали X70 в напряженном состоянии по результатам измерения M_R и H_C этой стали коэффициента ξ , вычисленного по (4), обеспечивает практически точное совпадение результатов расчета по (3) и измерения μ_m . Расхождение между ними гораздо меньше возможной суммарной погрешности $\pm 12\%$ измерения параметров M_R , H_C и μ_m . Статистическая обработка полученных результатов показала, что коэффициент корреляции линейного уравнения регрессии $\mu_m = \mu_{m_i}$ составил 0,996.

Полученный результат позволяет рекомендовать использование формул (3) и (4) для расчета μ_m материала, подвергнутого нагружению или пластической деформации, по результату измерения его H_C , M_R и μ_m в исходном состоянии и параметров H_C и M_R в напряженно-деформированном состоянии. Это позволяет отказаться от проведения сложных измерений μ_m сталей под нагрузкой.

Литература

1. Горкунов Э.С., Задворкин С.М., Смирнов С.В. и др. Взаимосвязь между параметрами напряженно-деформированного состояния и магнитными характеристиками углеродистых сталей // ФММ. 2007. Т.103. № 3. С.322 – 327.
2. Горкунов Э.С., Якушенко Е.И., Задворкин С.М., и др. Влияние упругой деформации сжатием, растяжением и кручением на распределение критических магнитных полей в стали 15ХН4Д // Дефектоскопия. 2010. № 2. С. 3 – 13.
3. Горкунов Э.С., Митропольская С.Ю., Вичужанин Д.И., Туева Е.А. Применение магнитных методов для оценки нагруженности и поврежденности стали X70 // Физическая мезомеханика. 2010. Т.13. № 1. С. 73 – 82.
4. Меськин В. С. Ферромагнитные сплавы. Л.–М. ОНТИ: НКТП, 1937. 790 с.
5. Сандомирский С.Г. Расчет остаточной намагниченности сталей по результату измерения коэрцитивной силы и максимальной магнитной проницаемости // Контроль. Диагностика. 2010. № 9. С. 38 – 41.

ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ ТРАНСФОРМАЦИОННО-УПРОЧНЕННОЙ КЕРАМИКИ ПРИ ДИНАМИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

Скрипняк В.А., Скрипняк Е.Г., Скрипняк В.В., Козулин А.А.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет
E-mail: skrp@ftf.tsu.ru*

DEFORMATION AND FRACTURE OF TRANSFORMATION-INDUCED TOUGHENED CERAMICS UNDER DYNAMIC IMPACTS

Skripnyak V.A., Skripnyak E.G., Skripnyak V.V., Kozulin A.A.

Deformation and fracture of ceramic composites $\text{Al}_2\text{O}_3 - t \text{ZrO}_2$ under tension at velocity from 2 to 50 m/s was investigated by computer simulation method. It was detected the macroscopic fracture is preceded by a stage of nucleation of mesocracks depending on local stress. The $t \rightarrow m$ martensitic phase transition in particles of $t - \text{ZrO}_2$ is accompanied by creation of local compression stress in ceramic composites. These local stresses caused the transferred from intercrystalline fracture of composite to transcrystalline fracture of Al_2O_3 particles. The step structure created at transcrystalline cracking of Al_2O_3 particles under dynamic loading of $\text{Al}_2\text{O}_3 - t \text{ZrO}_2$ composites.

В настоящее время интенсивно развиваются дискретно-континуальные методы моделирования процессов разрушения в хрупких многофазных материалах. В данной работе для изучения механического поведения композиционных керамических материалов с трансформационно-упрочненной матрицей при динамических воздействиях применен подход вычислительной мезомеханики материалов. Эффект трансформационного упрочнения позволяет существенно повысить прочность при растяжении и изгибе рассмотренного класса керамических композитов в квазистатических условиях нагружения. Исследование закономерностей деформации и разрушения трансформационно-упрочненной керамики при динамических воздействиях является актуальным в прикладном и теоретическом отношении.

Для исследования особенностей деформации и разрушения керамических композитов, упрочненных субмикронными частицами частично стабилизированного в тетрагональной фазе диоксида циркония, моделировалось нагружение структурированного модельного объема материала. Для описания процессов деформации модельного объема и распространения трещин при воздействии ударных импульсов использован метод сглаженных частиц в 3D постановке. Модельный структурированный объем композита $\text{Al}_2\text{O}_3 - t \text{ZrO}_2$ с размерами $10 \times 10 \times 1$ мкм состоял из частиц Al_2O_3 со средними размерами 0,8 мкм и 10 % частиц $t\text{-ZrO}_2$ с размерами 0,5 мкм.

В рассмотренном классе керамических композитов под действием сдвиговых напряжений в частицах ZrO_2 может происходить мартенситное превращение тетрагональной фазы (t) в моноклинную (m), которое сопровождается увеличением объема на 4 %. Увеличение объема ZrO_2 фазы создает вблизи частиц дополнительное давление и повышает сопротивление распространению микротрещин.

Решалась система уравнений сохранения, с определяющим уравнением упруго-вязкопластической среды и моделью хрупкого и вязкого разрушения [1]. Варьирование условий воздействия на элементарный объем позволяет исследовать закономерности деформации и разрушения модельного объема в условиях сжатия и растяжения под действием ударных волн и волн разрежения.

В рассмотренном диапазоне нагружения механическое поведение оксида алюминия описывалось упруго-хрупкой моделью. Для описания разрушения использованы силовые критерии нарушения прочностных связей между частицами. Предполагалось, что прочность на отрыв и сдвиг межзеренных и межфазных границ близка к прочности наиболее прочной фазы композита. Для исследуемых композитов пределы прочности частиц оксида алюминия при растяжении и сдвиге принималось равными 285 и 150 МПа соответственно, а для частиц диоксида циркония: 500 и 250 МПа. Исследованы закономерности процессов деформации и разрушения модельных объемов керамических композитов при растяжении со скоростями от 2 до 50 м/с. На рис. 1.а показано

формирование трещины в структурированном модельном объеме при растяжении со скоростью 5 м/с. Дилатансия при реализации фазового превращения $t \rightarrow m$ в частицах диоксида циркония приводит к появлению локальных областей со сжимающими напряжениями (светлые области на рис. 1.б). Эти напряжения препятствуют распространению трещин как в самих частицах ZrO_2 , так и частицах Al_2O_3 , находящихся вблизи них. Неоднородность поля напряжений приводит к изменению траектории движения микротрещин. В зависимости от концентрации и размеров частиц $t-ZrO_2$ трещины могут ветвиться, огибать области действия сжимающих напряжений или прекращать свой рост.

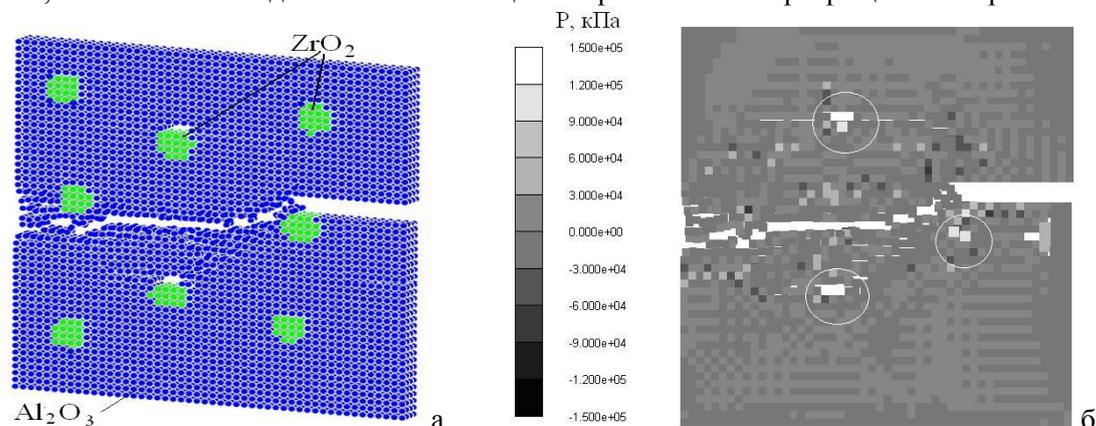


Рис.1.

Результаты, представленные на рис.1 и рис.2 свидетельствуют о том, что при высокоскоростном растяжении в трансформационно-упрочненных композитах $Al_2O_3-t-ZrO_2$ реализуется не только интеркристаллитное (по границам зерен), но и транскристаллитное (внутризеренное), разрушение. В случае транскристаллитного разрушения может образоваться ступенчатая структура поверхности разрушения кристаллита Al_2O_3 , показанная на рис. 3.а.

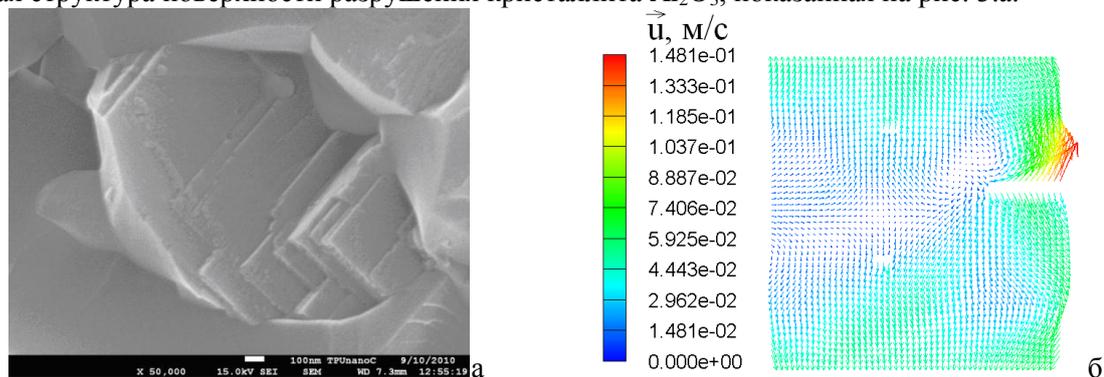


Рис.2.

Полученные результаты объясняют экспериментально наблюдаемые ступенчатые структуры на поверхности разрушения композита (рис.2.а) Увеличение площади поверхности макроскопической трещины сопровождается увеличением работы разрушения керамических композитов с трансформационным упрочнением при квазистатическом и динамическом нагружении. В зоне действия растягивающих напряжений происходит рост размеров уже существовавших в композитах дефектов. К таким дефектам следует отнести микротрещины на границах частиц, поры в зоне тройных стыков частиц.

На рис.2.б показано распределение массовой скорости в сечении структурированного модельного объема нанокompозита $0,8 Al_2O_3-0,17 ZrO_2-0,03 Y_2O_3$. При высокоскоростном растяжении макроскопическому разрушению предшествует стадия зарождения центров разрушения на мезоскопическом уровне. Зарождение центров разрушения в керамических композитах происходит в результате несовместности перемещений мезоскопических объемов (блоков, образованных частицами). Формирование блочной структуры происходит в результате самоорганизации процессов высокоскоростной деформации взаимодействующих частиц в многофазном композите.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 гг. ГК П604 от 06.08.2009 г., ГК П1228 от 27.08.2009 г., П1247 от 07.06.2010 г. и АВЦП «Развитие научного потенциала высшей школы».

Литература

1. Скрипняк В.А., Скрипняк Е.Г., Скрипняк В.В., и др. Моделирование механического поведения керамических композитов с трансформационно-упрочненной матрицей при динамических воздействиях //Вестник Томского государственного университета. – 2010, N2 (10). – С. 94-101.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ ПРЕЦИЗИОННОГО СПЛАВА 44НХТЮ ПО СРАВНЕНИЮ СО СТАНДАРТНЫМИ РЕЖИМАМИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ.

Скуднов В.А., Харитонов С.В., Редькина Н.В.

Российская Федерация, Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева, kvas@nntu.nnov.ru.

Skudnov V.A., Haritonov S.V., Redkina N.V.

In this work has been investigated influence of thermocyclic processing on structure of alloy. This processing allows to receive a fine grain and to optimize an alloy mechanical properties.

Дисперсионно твердеющий элинварный сплав 44НХТЮ используется для изготовления современных гироскопов. Традиционные операции при получении изделий из данного прецизионного сплава являются закалка и двухступенчатое старение. Такая обработка не позволяет достигнуть значительного измельчения зерна, следовательно, получить высокие физические и механические свойства прецизионных сплавов. Необходима разработка новых режимов термообработки, обеспечивающих заданный комплекс свойств структуры. Эффективным способом, но мало исследованным, для достижения этой цели является термоциклическая обработка.

Цель работы: выбор оптимального режима термической обработки для сплава 44НХТЮ, которая позволяет получить наиболее мелкое зерно.

Методика проведения исследований. Исследования проводили на образцах сплава 44НХТЮ. Термическую обработку образцов данного сплава по экспериментальным режимам проводили в лабораторных муфельных электрических печах сопротивления. Регулирование температуры – автоматическое. Температура измерялась ТХА и потенциометром КСП-3, класс точности 0,5. Точность регулирования и измерения $\pm 10^\circ\text{C}$. Для выявления микроструктуры применяли электролитическое травление в 20%-ном растворе щавелевой кислоты. Микроструктура шлифа исследовалась под микроскопом МИМ-7.

Результаты исследований. Представлены варианты типичной микроструктуры сплава 44НХТЮ после различных экспериментальных термических обработок. В результате стандартной обработки закалки со старением мы получаем смешанную структуру, которая не позволяет реализовать тот высокий уровень свойств, который обусловлен химическим составом этого сплава. Структурная неоднородность сплава полностью устраняется после ТЦО и комбинированного старения. Во всем объеме сплава при этом формируется однородная мелкозернистая структура с непрерывным выделением γ^1 -фазы.

ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ ЭЛИНВАРНОГО СПЛАВА 44НХТЮ

Скуднов В.А.¹, Харитонов С.В.², Чегуров М.К.¹

¹Нижегородский государственный университет им. Р.Е. Алексева
e-mail: kvas@nntu.nnov.ru

²ОАО АНПП «ТЕМП-АВИА», e-mail: kharitonov@temp-avia.ru

Приводятся данные о деформации и разрушении при растяжении цилиндрических и плоских образцов с соотношением ширины к толщине от 1 до 100 элинварного сплава 44НХТЮ, который сохраняет температурную стабильность модуля упругости от – 80 до 100⁰С. Показано:

- снижение показателей прочности, пластичности, величины энергоёмкости, критериев разрушения синергетики: зарождения, распространения трещин, хрупкости, а также приведены фрактографии изломов в зависимости от масштаба образца;

- поведение характера разрушения образца при одноосном растяжении области упрочнения в виде отсутствия шейки, соблюдения закона постоянства деформируемого объёма, $(1 + \delta)(1 - \psi) = 1$, низкой релаксационной способности структуры сплава, высокой чувствительности к концентрации напряжений, чистоте поверхности и масштабу изделия;

- снижение всех механических и синергетических характеристик сплава: предела текучести (σ_T) от 695-700 до 495 МПа (при толщине перемычки 0,2 мм) и далее до 265 МПа, предела прочности от величины 1150 до 271 МПа в 5 раз.; причем до толщины перемычки, равной 0,2 мм, снижение идет медленно (до величины 830 МПа,) а затем при снижении толщины перемычки до толщины 0,060 мм, резко до значений 271 МПа.; сопротивления разрушению от 1410 до 296 МПа, примерно в 4,7 раза : причем до толщины перемычки, равной 0,2 мм, снижение идет медленно до 1172 МПа, а затем толщине образца 0,060 мм, резко до величины 296 МПа.;

- снижение относительного удлинения от 30 до 6 %, в 5 раз;

- снижение энергоёмкости от 315 до 12 МДж/м³; критерия зарождения трещины от 0,454 до 0,06; критерия распространения трещины от 10,9 до 0,22 $\times 10^5$ (МДж/м³)²; критерия хрупкости от 3,8 до 0,03 $\times 10^{-7}$ (МДж/м³)³.

Анализ фрактографий показал, что сплав имеет квазихрупкий излом, включающей участки вязкого (ямочного) и хрупкого составляющих с наличием участков межзеренного разрушения, которые при изменении масштаба показывают увеличение хрупкой составляющей при удлинении 6%., также наличие микротрещин.

НОВАЯ ОБЛАСТЬ ПРИМЕНЕНИЯ КОРРОЗИОННО-СТОЙКИХ МАРТЕНСИТНО-СТАРЕЮЩИХ СТАЛЕЙ

Тарасенко Л.В., Унчикова М.В.

Россия, МГТУ им. Н.Э. Баумана, tarasenko@bmstu.ru

NEW APPLICATION FOR CORROSION-RESISTING MARAGING STEEL

Tarasenko L.V., Unchikova M.V.

Corrosion-resisting steel, maraging steel of Fe-Cr-Ni- Cu - Mo-Ti system, has been proposed for force-measure elastic elements, which properties were different from force elastic detail as springs. The two-stage aging was developed to advance elastic limit, tensile strength, transverse rupture strength, impact strength and corrosion-resistance.

Коррозионно-стойкие мартенситно-стареющие стали типа 08X15H5Д2М разработаны и применяются для изготовления силовых деталей планера самолётов. В настоящей работе рассмотрена возможность применения данных материалов в народном хозяйстве для производства силовых тензорезисторных датчиков, применяемых в конструкциях весов для различных отраслей

промышленности: пищевая, медицинская, автостроение, железнодорожный транспорт, различные терминалы и т.д.

Условия работы весов включают воздействие упругих нагрузок, влажной, а зачастую и агрессивной внешней среды, пониженной атмосферной температуры. Для повышения надежности и долговечности силоизмерительных упругих элементов (СУЭ) весов была необходима замена применяемых углеродистых сталей с покрытием на коррозионно-стойкие стали.

В отличие от пружин, которые являются силовыми упругими элементами (СУЭ), упругие элементы весов являются, во-первых, силоизмерительными (подобно торсионам, динамометрам, акселерометрам), а, во-вторых, — массивными. Поэтому материал СУЭ должен обладать как свойствами упругого элемента, так и свойствами детали, работающей при значительных циклических и ударных нагрузках. К материалу предъявляются требования высокой прочности, высокого сопротивления микропластическим деформациям в условиях статического и циклического нагружения.

Для выбора коррозионно-стойкого материала силоизмерительных упругих элементов из различных марок мартенситно-стареющих сталей была выдвинута гипотеза о влиянии природы упрочнения на требуемые свойства:

В работе исследованы сталь ЭП817 (06X14H6M2БТ) [1,2] после режимов старения, исключающих образование ревертированного аустенита. Применено двухступенчатое старение на стадии недостаривания по схеме: высокотемпературная стадия (до 475 °С) + низкотемпературная (от 400 до 450 °С).

Проведены механических испытания на растяжение, изгиб (на продольных и поперечных образцах), на ударную вязкость; на растяжение с предварительным циклическим нагружением. Определены предел пропорциональности $\sigma_{\text{пл}}$, предел упругости $\sigma_{0,05}$ с допуском на деформация 0,05 %, предел текучести $\sigma_{0,2}$, временное сопротивление разрыву $\sigma_{\text{в}}$, относительное удлинение δ %, относительное сужение ψ %, модуль упругости E .

Построены потенциодинамические кривые (АПК) для оценки сравнительной коррозионной стойкости после различных режимов. Использованы данные рентгеноструктурного и микрорентгеноспектрального анализа.

Результаты механических испытаний показали, что двухступенчатое старение приводит к повышению прочностных характеристик. При этом упругая деформация составила 4,6-4,8 %, в то время как при работе датчиков с напряжением 350МПа для стали ЭП 817 область упругой деформации составляет 0,05-0,05 %. Двухступенчатое старение позволяет повысить предел прочности до 1510 МПа, а предел текучести – до 1285 МПа. Наиболее благоприятным фактом является тот, что при этом характеристики пластичности остаются на удовлетворительном уровне: $\delta = 13,6$ %, $\psi = 55$ %.

Одно из достоинств двухступенчатого старения состоит в том, что оно приводит не к снижению, а к повышению уровня ударной вязкости.

Испытания на изгиб имитировали условия работы одной из конструкций датчика, в котором на внутренней поверхности крепятся тензорезисторы. Испытания проведены на продольных и поперечных образцах. на стали ЭП817 после одноступенчатого и двухступенчатого старения при варьировании температуры первой (основной) ступени старения. С повышением температуры основного старения повышаются и предел пропорциональности, и предел текучести, и предел пропорциональности, причём – в тем большей степени, чем ниже температура основного старения. Максимальные значения всех прочностных характеристик при испытании на статический изгиб соответствуют режиму двухступенчатого старения (475+400)°С: $\sigma_{\text{пл}}=2060$ МПа, $\sigma_{0,2}=2310$ МПа.

Отношение $\sigma_{\text{пл}}/\sigma_{0,2}$, характеризующее степень микропластичности, имеет минимальное значение именно при указанном режиме старения.

Рентгеновские данные свидетельствуют о дополнительном распаде мартенсита при двухступенчатом старении.

Проведены провоцирующие циклические испытания при напряжениях, соответствующих рабочим напряжениям СУЭ, с последующим испытанием на растяжение. Эти данные должны были продемонстрировать степень разупрочнения сталей после циклических испытаниях.

Испытания проведены на образцах для трёх режимов старения, одноступенчатого и двухступенчатого: (425°С+400°С); 475°С; (475°С+400°С).

Сталь ЭП817 после воздействия циклического нагружения в состоянии ($475^{\circ}\text{C}+400^{\circ}\text{C}$) разупрочняется в меньшей степени, чем после других режимов.

Исследование сравнительной коррозионной стойкости двух сталей после одно и двухступенчатого старения проведено при построении анодных потенциодинамических кривых.

После двухступенчатого старения скорость анодного растворения существенно снизилась: начало интенсивного увеличения отодвинуто в сторону более высоких потенциалов; нарастание тока с повышением напряжения идет более полого; отсутствует стадия катастрофического растворения, которая имеет место после одноступенчатого старения при напряжениях до 100мВ.

Улучшение коррозионных свойств стали ЭП817 связано с тем, что на второй стадии старения происходит довыделение упрочняющей фазы, которой является $\varepsilon\text{-Cu}$. Известно, что медь является катодной защитой для железа и увеличение количества этих частиц приводит к повышению коррозионной стойкости.

Микрорентгеноспектральный анализ выявил более равномерное распределение меди на поверхности стали ЭП817 после двухступенчатого старения. При специальном методе МРСА, когда проводился последовательный точечный химический анализ участка микроструктуры размером 10 мкм, было показано, что колебания в концентрации меди весьма существенны для одноступенчатого старения (от 1,96 до 2,83%) и имеют меньший разброс после двухступенчатого старения (от 2,07 до 2,26%).

Это является косвенным подтверждением того, что после двухступенчатого старения повышается однородность распределения частиц $\varepsilon\text{-Cu}$ вследствие дополнительного распада мартенсита.

Для изготовления силоизмерительных упругих элементов в конструкциях весов рекомендована коррозионно-стойкая медьсодержащая мартенситно-стареющая сталь ЭП 817. Разработан режим двухступенчатого старения, приводящий к повышению прочностных характеристик, в том числе к повышению предела упругости, при сохранении пластичности, повышении ударной вязкости и повышении коррозионной стойкости по сравнению с одноступенчатым режимом (старение на максимум прочности).

2. Братухин А.Г., Гурвич Л.Я. Коррозионная стойкость высокопрочных нержавеющей сталей. – М.: Авиатехинформ, 1999. – 288 с.
3. Гаврилов Г.Н., Гурашев В.Н., Григорьев В.М. и др. Физико-механические свойства мартенситно-стареющей стали 06X14H6Д2МБТ // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1980. – № 4. – С.49–52.

УСТАЛОСТНАЯ ПРОЧНОСТЬ ТОНКОЛИСТОВОЙ ТРИП СТАЛИ

Терентьев В.Ф.¹, Алексеева Л.Е.², Кorableва С.А.¹, Просвирнин Д.В.¹, Филиппов Г.А.²

¹ИМЕТ РАН, ²ГНЦ ЦНИИчермет, Москва, Россия, e – mail: fatig@mail.ru

FATIGUE STRENGTH OF COLD – ROLLED SHEET TRIP STEEL

Terentjev V.F., Alekseeva L.E., Korableva C. V., Prosvirnin D.V., Philippov G.A.

Study of tensile and fatigue characteristics of the cold – rolled sheet TRIP steel 23Cr15Ni5CMo3Mn, and fracture mechanism of such steel. Results show a presence of additional increase in the strain – induced martensite content in process of cyclic deformation.

Высокопрочные стали с пластичностью, наведенной превращением, часто называют ПНП – сталями или трип – сталями (сокращение слов transformation induced elasticity - TRIP). Эти стали обладают повышенной пластичностью за счет превращения при пластической деформации аустенитной составляющей структуры в мартенсит деформации. К классу трип – сталей относятся высокопрочные коррозионно – стойкие мартенситно – аустенитные стали с большим содержанием никеля и хрома

В настоящей работе исследовали статическую и усталостную прочность образцов из трип - стали 23X15H5CM3Г (0,12 – 0,25%С, 14 – 15%Cr, 5%Ni, 3%Mo, 1,0%Mn, 0,6%Si) с метастабильным аустенитом. Образцы для испытаний вырезали из холоднокатаной ленты толщиной 0,3 мм (холодная прокатка с деформацией 40%) электроэрозионной резкой. В исходном (после холодной прокатки) состоянии структура трип стали состояла из $\sim 60 \pm 5$ аустенита и $\sim 40 \pm 5$ мартенсита деформации (рис. 1, а и б). Видно, что в результате прокатки сформировалась структура с вытянутыми вдоль прокатки зернами аустенитной фазы γ (светлые участки на рис. 1, а) протяженностью до 100 мкм и темными участками мартенсита деформации α' . В некоторых областях мартенситной фазы наблюдаются микротрещины протяженностью ~ 35 мкм (область А на рис. 1, а). В аустенитной составляющей структуры остаточные напряжения сжатия составляли – 460 МПа, а в мартенсите деформации остаточные напряжения растяжения – +510 МПа.

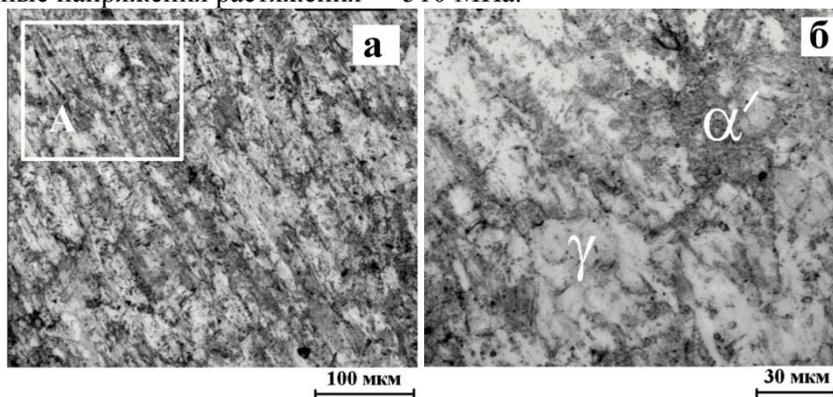


Рис. 1. Структура холоднокатаной ленты двухфазной трип стали 23X15H5CM3Г

Испытания на усталость проводили на установке Instron Electropuls E 3000 в условиях повторного растяжения с минимальным напряжением цикла 100 МПа и частотой нагружения 30 Гц. Для проведения как статических, так и усталостных испытаний использовались одни и те же образцы с длиной рабочей части 10 мм и рабочим сечением $0,3 \times 4$ мм². Были получены следующие механические свойства исходного материала: $\sigma_B = 1750$ МПа, $\sigma_{0,2} = 894$ МПа, $\delta = 21,6\%$. Кривая усталости представлена на рис. 2. Из рисунка 2 видно, что предел выносливости плоских образцов из трип стали равен ~ 750 МПа, и соответственно отношение σ_R / σ_B составляет $\sim 0,43$.

В работе [1], в которой также изучалась циклическая прочность при повторном растяжении (при $\sigma_{min} = 500$ МПа, на образцах с шириной рабочей части 10 мм) холоднокатаной ленты толщиной 0,3 мм из трип стали 23X15H5CM3Г, было показано, что циклическое деформирование при $\sigma_{max} = 900$ МПа приводит к повышению плотности дислокаций в аустените (рис. 1, б), а при повышении циклического напряжения до $\sigma_{max} = 1000$ МПа происходит дополнительное превращение исходного аустенита в мартенсит деформации α' с одновременной релаксацией микронапряжений (рис. 1, в). При этом происходит снижение среднего уровня микронапряжений (на 18 %) и локальной концентрации микронапряжений (на 30%). Начало зарождение усталостных микротрещин связано с исчерпанием возможностей развития фазового превращения аустенита в мартенсит деформации и релаксации микронапряжений в локальных объемах металла.



Рис. 2. Кривая усталости стали 23X15H5CM3Г (а); зависимость плотности дислокаций в аустените (б) и относительного прироста количества мартенсита деформации (в) в стали 23X15H5CM3Г от числа циклов нагружения .

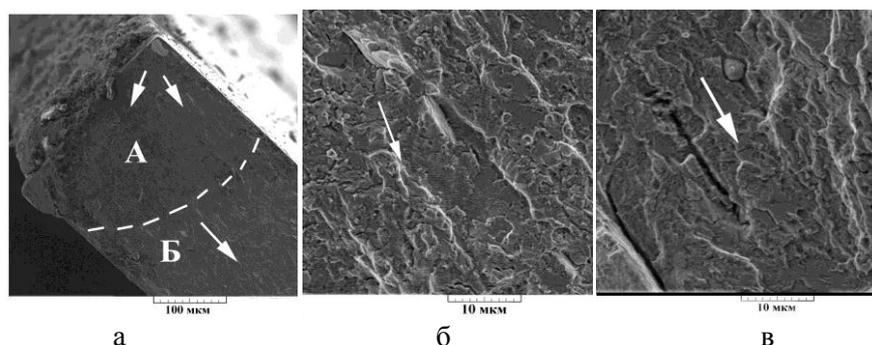


Рис. 3. Фрактография поверхности усталостного разрушения в образцах трип стали 23X15H5CM3Г:

На рис. 2, а представлен общий вид части поверхности усталостного разрушения образца из трип стали, где с угла боковой поверхности образца зародилась усталостная трещина и откуда началось ее стабильное распространение (область А). В области Б происходил ускоренный рост усталостной трещины. На рис. 3, б, в представлены фрактографические картины поверхностного рельефа в зоне стабильного роста усталостной трещины, которые отражают специфику двухфазной структуры материала. В более пластичной аустенитной фазе наблюдаются типичные регулярные усталостные бороздки, а в области мартенсита деформации усталостные бороздки имеют нерегулярный извилистый характер и между ними наблюдается вторичное растрескивание.

Авторы выражают благодарность профессору С.Я. Бецофену за оценку остаточных напряжений.

Литература

1. Алексеева Л.Е., А.С. Баев, А.А. Буржанов и др. Механизм усталостного разрушения трип – стали при воздействии циклических нагрузок // Деформация и разрушение материалов, 2009, №12, 25 – 26.

ЦИКЛИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ СТАЛЕЙ С ТРИП – ЭФФЕКТОМ

Терентьев В.Ф., Кorableва С.В.

*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва
e –mail: fatig@mail.ru*

CYCLIC STRENGTH STEELS WITH TRIP – EFFECT

Terentjev V.F., Korableva C. V.

Features of change of a structural condition high-strength trip- steels and metastable austenite steels are analyzed during cyclic deformation in area a low - and high cycle fatigue. It is shown, that martensite to the deformation, formed during cyclic deformation, can influence essentially characteristics of cyclic strength constructional steels.

Высокопрочные трип – стали используются в авиационной промышленности при изготовлении ответственных деталей летательных аппаратов, работающих в условиях циклических нагрузок (в частности, торсионов втулок несущих винтов вертолетов), в автомобильной и ряде других отраслей промышленности [1]. Трип – эффект в процессе циклического деформирования проявляется также в метастабильных аустенитных сталях [2].

Особенностью поведения высокопрочных трип - сталей в области многоциклового усталости является то, что у них предел выносливости находится значительно ниже предела текучести и, таким образом, при этом напряжении фазовое превращение в трип – сталях может происходить только в интервале температур $M_s - M_s^\sigma$ (M_s – температура начала мартенситного превращения, связанного с

напряжением; M_s^σ – температура окончания мартенситного превращения, связанного с деформацией). Кроме того, в высокопрочном состоянии в макроупругой области (ниже статического предела текучести) микропластическая деформация при усталости протекает в основном за счет процессов микротекучести в приповерхностном слое металла и только после зарождения начальной усталостной трещины критической длины в этом слое распространение магистральной усталостной трещины происходит по основному объему металла [3, 4]. К тому же, известно, что мартенситное превращение начинается на поверхности металла и затем распространяется вглубь образца (размерный эффект), что свидетельствует о важной роли поверхности при такого типа фазовых превращениях [5]. И, наконец, большой спецификой многоциклового деформирования является многократность нагружения (до 10^7 циклов и более) в области микротекучести. Этот последний фактор, по - видимому, может изменять температурный интервал $M_s - M_s^\sigma$. В работе [6] отмечается, что M_s^σ и M_d температуры в результате наличия трехосного напряженного состояния и изменения объема при мартенситном превращении являются зависимыми от напряженного состояния. Благодаря сочетанию высокой прочности ($\sigma \sim 1800$ МПа) и пластичности ($\delta \sim 40\%$) трип – стали имеют очень высокий предел выносливости ($\sigma_R \sim 1200$ МПа) (рис. 1) [7]. На этом рисунке сопоставляются данные по циклической прочности ряда высокопрочных металлических материалов в зависимости от уровня их статической прочности. Видно, что трип – стали является очень перспективным материалом для ответственных деталей, работающих в условиях циклических нагрузок.

Анализ литературных данных циклической прочности трип – сталей и метастабильных аустенитных сталей позволяет сделать следующие выводы.

При многоциклового усталостном нагружении аустенитно – мартенситные трип – стали обладают высокой циклической прочностью (предел выносливости достигает 1240 МПа) за счет повышенных прочностных и пластических свойств при статическом растяжении. Термическая обработка (в основном отпуск) по оптимальному режиму после предварительной пластической деформации может приводить к повышению стабильности аустенитной составляющей трип – стали за счет выпадения мелкодисперсных карбидов и улучшению характеристик циклической прочности и трещиностойкости. В процессе многоциклового циклического деформирования может происходить дополнительное мартенситное превращение при испытании образцов без концентратора напряжений (что может способствовать повышению долговечности до разрушения) и более интенсивное мартенситное превращение у вершины распространяющейся трещины.



Рис. 1. Зависимость предела выносливости высокопрочных сталей от уровня предела прочности [7].

При малоциклового деформировании в интервале температур $M_s - M_s^\sigma$ в трип – сталях, протекающее мартенситное превращение снижает долговечность до разрушения за счет более раннего зарождения усталостных трещин.

В процессе циклической деформации в метастабильных нержавеющей аустенитных сталях происходит мартенситное превращение при температурах ниже температуры M_d (температуры

начала мартенситного превращения при пластической деформации), которая зависит от температуры, химического состава стали и условий термообработки. Долговечность при малоциклового усталости метастабильных аустенитных снижается при наличии трип – эффекта. Чаще всего, усталостные трещины при малоциклового усталости зарождаются на границах раздела мартенситной и аустенитной фаз, а распространение трещин происходит по этим границам раздела или по мартенситной фазе. В то же время, мартенситное превращение способствует повышению предела выносливости при многоциклового усталости метастабильных аустенитных сталей, а также улучшает характеристики циклической трещиностойкости.

Литература

2. Алексеева Л.Е., Буржанов А.А., Панкова М.Н. и др. Роль структуры коррозионностойкой трип – стали в повышении эксплуатационной надежности холоднокатанной ленты // Проблемы черной металлургии и материаловедения, 2011, № 1, с.48 – 56.
3. Терентьев В.Ф., Колмаков А.Г., Блинов В.М. Влияние мартенсита деформации на усталость аустенитных коррозионно – стойких сталей // Деформация и разрушение материалов, 2007, № 6, с.2 – 9.
4. Терентьев В.Ф. Процессы микро – и макропластической деформации металлических материалов ниже предела выносливости // Металлы, 2003, № 5, с. 73 – 80.
5. Горицкий В. М., Иванова В. С., Орлов Л. Г., Терентьев В.Ф. О различии пластической деформации поверхностных и внутренних слоев поликристаллического железа при усталостном нагружении // ДАН СССР. 1972. Т. 205. №4. С. 812 - 814.
6. Лободюк В.А., Эстрин Э.И. Мартенситные превращения. – М.: Физматлит, 2009. – 352 с.
7. Naidemenopoulos G. N., Grujicic M., Olson G. B. Transformation microyielding of retained austenite // Acta metall., 1989, vol. 37, № 6, p. 1677 – 1682.
8. Olson G. B, Chait R., M. Azrin M. et. al. Fatigue Strength of TRIP Steels // Metallurgical Transactions A, 1980, vol. 11 A, june, p. 1069 -1071

ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛИТЫХ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ С ОБЪЕМНОЙ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ

Фирстов С.А., Горбань В.Ф., Крапивка Н.А., Печковский Э.П., Самелюк А.В.

*Украина, Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины
E-mail: epp@ipms.kiev.ua*

HIGH-TEMPERATURE MECHANICAL PROPERTIES OF CAST HIGH-ENTROPY ALLOYS WITH VOLUME NANOCRYSTALLINE STRUCTURE

Firstov S. A., Gorban V. F., Krapivka N. A., Pechkovsky E.P., Sameljuk A. V.

On the basis of the cast high-entropy alloys with volume nanocrystalline structure (about 20 ones) shown positive result of a thermodynamic direction in the decision of problem for creation new thermally stable materials with the raised operational characteristics at high temperatures. Alloys of mainly equiatomic structure with the contents in everyone from 5 up to 10 elements and mixing entropy $S_{mix}=13,3-19,1 \text{ J}\cdot\text{mol}^{-1}\text{K}^{-1}$ are received by cooling melt with a speed 200-900 K/s. Influence of their composition and structure in various combinations on mechanical properties are investigated at $T=20-1100 \text{ }^\circ\text{C}$.

Металлические многокомпонентные (5-10 элементов) высокоэнтروпийные ($S_{mix}=13-19 \text{ Дж}\cdot\text{моль}^{-1}\text{K}^{-1}$) сплавы представляют собой новый класс материалов. Обладают уникальными сочетаниями физико-механических свойств. Содержат в преобладающем количестве твердый раствор замещения всех элементов сплава. Наличие разнородных атомов в кристаллической решетке обуславливает ее сильное искажение, значительное упрочнение сплава и термическую стабильность его свойств – механических, физических, химических, а также замедленную диффузию элементов и

замедленное кооперативное перемещение атомов. Последнее, с одной стороны, затрудняет формирование различных фаз, а с другой, способствует образованию объемного нанокристаллического состояния сплава. Это связано с тем, что высокоэнтропийный расплав, обладая повышенной термодинамической устойчивостью, допускает высокую степень переохлаждения, что в сочетании с высокой скоростью охлаждения приводит к образованию в объеме сплава большого количества центров кристаллизации очень малых размеров – на уровне единиц нанометров, которые обладающих пониженной скоростью роста. Такой эффект реализуется при определенных составах и условиях охлаждения сплавов.

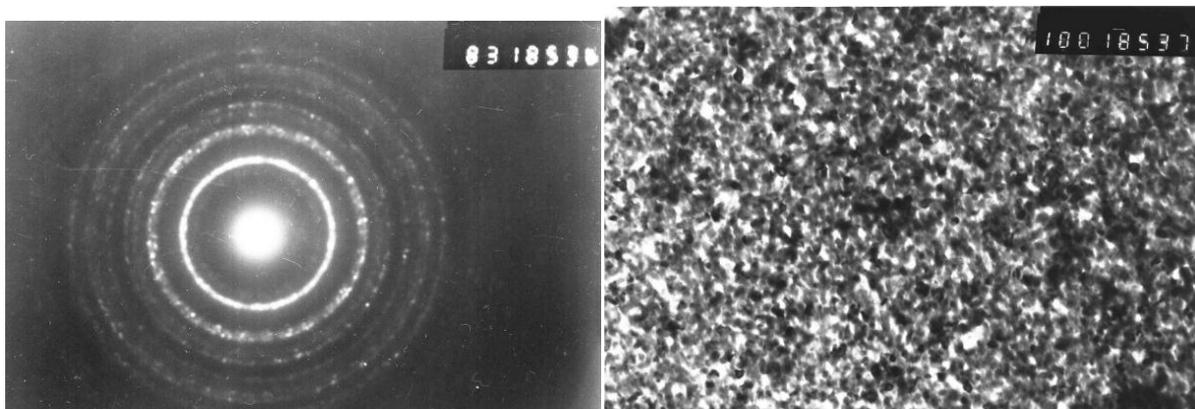


Рис. 1. Сплав ТК35 (Ti35-Co30-Zr15-Cu8-Ni5-Ga5-Si2 - ат. %) в нанокристаллическом состоянии.

В работе на примере изготовленных литых высокоэнтропийных сплавов с объемной нанокристаллической структурой (в количестве около 20) продемонстрирован положительный результат термодинамического направления в решении проблемы создания новых термически стабильных материалов с повышенными эксплуатационными характеристиками при высоких температурах. Литые сплавы получены путем охлаждения расплавов со скоростью 200-900 °C/сек; имеют преимущественно эквиаомный состав с содержанием в каждом от 5 до 10 элементов, в том числе Ti, Zr, Hf, а также тугоплавкие металлы V, Nb, Ta, Cr, Mo; энтропия смешения составляла $S_{mix}=13,3-19,1$ Дж/моль·К.

Сплавы представляли собой одно- или двухфазные твердые растворы замещения всех элементов, содержащихся в данном сплаве, с ОЦК-фазой или в сочетании с гексагональной фазой Лавеса с14 типа $MgZn_2$. Структура сплавов имеет вид дисперсных кристаллов дендритного типа, различной плотности и распределения; поперечные размеры «стволов и ветвей» дендритов находятся в пределах 0,1-5 мкм. Междендритный объем имеет нанокристаллическую структуру.

С использованием современных методов исследования изучено влияние состава и структурного состояния сплавов в различных сочетаниях на механические свойства при $T=20-1100$ °C.

При комнатной температуре сплавы имеют микротвердость 5-10 ГПа, макротвердость – 3-7 ГПа, модуль Юнга – 70-160 ГПа, упругая деформация – 1,2-2,5 %, напряжение упругой деформации – 1,5-3 ГПа. Сплавы обладают высокой термической стабильностью – распад твердого раствора начинается, как правило, при $T \geq 1000$ °C. После отжига при температуре до 1000 °C (до 2-х час.) их механические свойства при 20 °C остаются неизменными. При $T \leq 800$ °C у сплавов практически отсутствует ползучесть при индентировании. При повышенных температурах сплавы сочетают высокую прочность и значительную пластичность.

Как показали результаты исследования, повышенные прочностные характеристики изученных литых многокомпонентных сплавов при высоких температурах обеспечиваются благодаря таким факторам: состав, включающий элементы (в том числе и тугоплавкие металлы) с определенными соотношениями электронной концентрации, атомных радиусов, энтальпии смешения; количество, форма, размеры дендритных кристаллов – элементов структуры, представляющей первичную фазу в сплаве; объемное наноструктурированное состояние сплава в междендритном объеме.

Предел пропорциональности при сжатии (ГПа) многокомпонентных сплавов эквиатомных составов

Сплав / Температура	20	600	700	800	900	1000	1100
Ti-Cr-Si-Al		0,93	0,47	0,37	0,11		
Ti-Zr-Hf-V-Nb-Ta	1,44		0,84				
Ti-Zr-V-Nb-Ta-Mo-Cr	1,34	0,57					
Ti-Zr-V-Nb-Ta-Mo-Cr-Re-Sn-Al					0,56	0,53	0,27
Ti35-Co30-Zr15-Cu8-Ni5-Ga5-Si2	2,48	2,20	1,72	0,96	0,35		

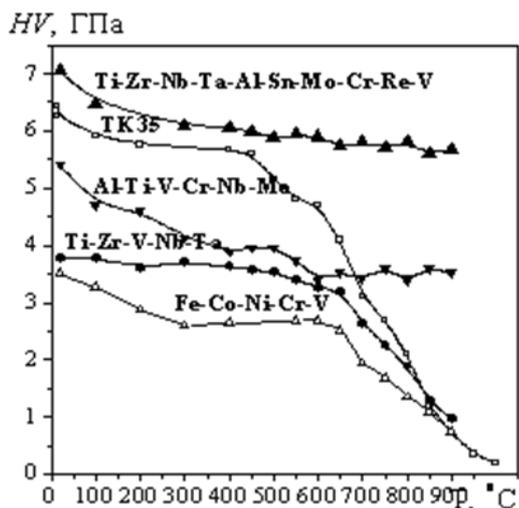


Рис. 2. Высокотемпературная твердость сплавов эквиатомных составов.

Повышенная термическая стабильность сплавов имеет место благодаря высоким значениям энтропии смешения элементов и соответствующего их сочетания, что обеспечивает при кристаллизации образование твердого раствора замещения всех содержащихся элементов и его сохранение при охлаждении.

ВЛИЯНИЕ ГЕТЕРОГЕННОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА РЕЛАКСАЦИЮ ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА $Pd_{40}Cu_{40}P_{20}$

Хоник С. В., Макаров А. С.

Россия, Воронежский государственный университет, skhonik@mail.ru

The main character of $Pd_{40}Cu_{40}P_{20}$ metallic glass structural relaxation was investigated by means of electrical resistance measurements. The influence of heterogeneous deformation (cold rolling, 2-40%) was observed.

Металлические стекла (МС), полученные путем быстрой закалки расплава, представляют собой неравновесные системы, обладающие избыточной свободной энергией Гиббса по сравнению с соответствующим кристаллическим состоянием. Термодинамическая неравновесность МС является причиной атомной перестройки структуры в сторону большего порядка. Такая самопроизвольная эволюция системы получила собирательное название структурная релаксация.

В настоящей работе посредством измерения электросопротивления изучены особенности структурной релаксации МС $Pd_{40}Cu_{40}P_{20}$. Это МС имеет ряд качественных важных отличий от других «типичных» МС (например, от близкого по составу $Pd_{40}Cu_{30}Ni_{10}P_{20}$). Так, оно кристаллизуется полиморфно (то есть, без изменения локального химического состава) в тетрагональную фазу Pd_2Cu_2P , что само по себе является редким случаем для металлических стекол. Более того, плотность стекла $Pd_{40}Cu_{40}P_{20}$ выше плотности соответствующего кристалла. Эта ситуация является уникальной и, насколько известно, в МС других систем не наблюдается.

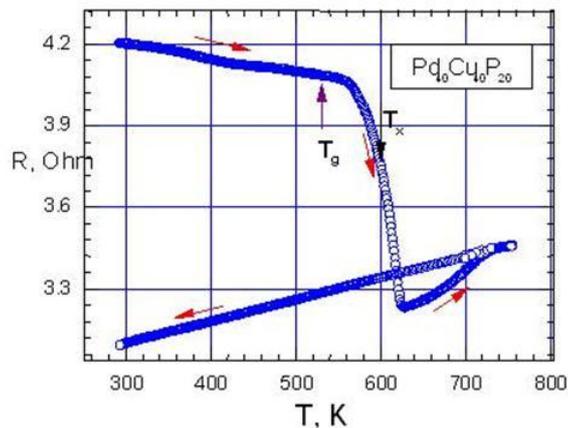


Рис. 1. Изменение электросопротивления МС $\text{Pd}_{40}\text{Cu}_{40}\text{P}_{20}$ при нагреве выше температуры кристаллизации. Скорость нагрева и охлаждения $5\text{K}/\text{с}$. Стрелками показаны calorиметрические температуры стеклования и кристаллизации.

Исходный сплав готовился прямым сплавлением компонентов двухзонным методом в толстостенной кварцевой ампуле в условиях контролируемого давления фосфора. Полученный сплав далее использовался для приготовления ленты толщиной $\sim 30\mu\text{m}$ стандартным методом одновалкового спиннингования со скоростью закалки $\sim 10^6\text{K}/\text{с}$. Аморфность ленты контролировалась рентгеновской дифрактометрией. Измерения электросопротивления проводились в вакууме 10^{-3}Pa на постоянном токе мультиметром Keithley Integra 2700 стандартным четырехзондовым методом с относительной точностью 10^{-4} в режиме компенсации паразитных термоЭДС. Температуры стеклования T_g и кристаллизации T_x , определенные методом дифференциальной сканирующей калориметрии, составляли, соответственно, 530 и 599 К.

Из рис. 1, иллюстрирующего общий характер изменения электросопротивления при изохронном нагреве исходного образца исследуемого МС выше температуры кристаллизации, видно, что кристаллизация сильно влияет на электросопротивление МС, меняя температурный коэффициент с отрицательного на положительный.

Дальнейшие исследования проходили в режиме многократных циклических нагревов-охлаждений одного и того же исходного или предварительно деформированного образца МС с последовательно повышающейся максимальной температурой нагрева (373-550 К) в пределах аморфного состояния. Гетерогенная деформация образцов осуществлялась посредством холодной прокатки, степень деформации составляла 2 – 40%.

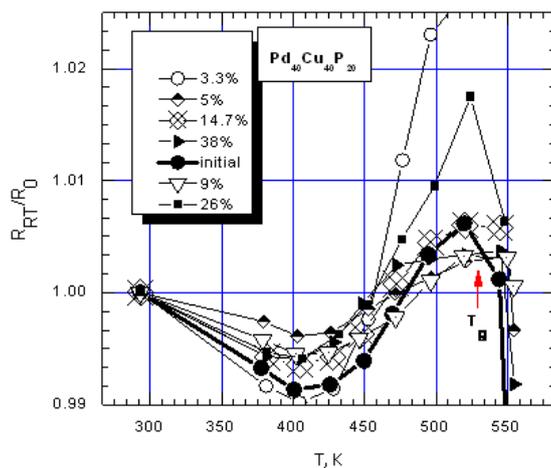


Рис. 2. Зависимость отношения электросопротивления при температуре 293К после окончания каждого цикла R_{RT} от максимальной температуры нагрева исходного (initial) и предварительно деформированных (3-38%) образцов МС $\text{Pd}_{40}\text{Cu}_{40}\text{P}_{20}$.

На рис. 2 представлены зависимости нормированного электросопротивления $(R_{RT})/R_0$, где R_{RT} - электросопротивление при температуре 293К по окончании каждого цикла, R_0 - исходное сопротивление при 293К, от максимальной температуры нагрева в каждом цикле. Из рисунка видно наличие трех стадий релаксации. Стадия I заключается в падении величины электросопротивления при комнатной температуре R_{RT} после нагрева до 370-410 К. При дальнейшем нагреве имеет место стадия II, связанная уже с ростом R_{RT} после нагрева до 410 – 540 К. Далее при повышении максимальной температуры нагрева выше 540 К начинается стадия III, вновь приводящая к падению R_{RT} и непрерывно переходящая в кристаллизацию.

Предварительная гетерогенная деформация образцов исследуемого МС привела к следующим результатам. Малая деформация (2-4%) привела к неожиданно сильному изменению зависимости $(R_{RT})/R_0$: незначительно увеличилось снижение на стадии I, а прирост на стадии II возрос в ~ 5-6 раз. Не менее неожиданным оказался тот факт, что небольшое дальнейшее увеличение степени деформации (до 5%) привело к заметному падению как снижения $(R_{RT})/R_0$ на стадии I, так и прироста $(R_{RT})/R_0$ на стадии II. При увеличении степени деформации (5-26%) наблюдается снова тенденция к возрастанию величины $(R_{RT})/R_0$ на стадии II (максимально $(R_{RT})/R_0$ возросло в 2 раза относительно исходного при степени деформации 26%). Большее увеличение степени деформации (38%) привело к падению прироста $(R_{RT})/R_0$ на стадии II ниже уровня исходного образца.

Подчеркнем, что подобный характер релаксации электросопротивления наблюдался при аналогичных исследованиях близкого по составу МС $Pd_{40}Cu_{30}Ni_{10}P_{20}$. Схожесть особенностей релаксации двух столь сильно отличающихся по величине концентрации избыточного свободного объема МС дает основания предполагать наличие одинаковых атомных механизмов структурной релаксации, не связанных с аннигиляцией свободного объема.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований по гранту 10-02-00502-а.

Литература

- 1 D.J. Safarik, R.B. Schwarz. Acta Mater. **55**, 5736 (2007).

МОДИФИКАЦИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 2024-T3 ЗА СЧЕТ ВВОДА СИЛОВЫХ ИМПУЛЬСОВ ЭНЕРГИИ

Чаусов Н.Г. *, Засимчук Е.Э. **, Гуцайлюк В.Б. ***

**Национальный университет биоресурсов и природопользования Украины, Киев, Украина,
mich@nubip.edu.ua;*

***Институт металлофизики НАН Украины им. Г.В. Курдюмова, Киев, Украина, eezas@imp.kiev.ua;*

****Военная академия техники, Варшава, Польша
vhutsaylyuk@wat.edu.pl*

MODIFICATION OF ALUMINIUM ALLOY MECHANICAL PROPERTIES BY MEANS OF ENERGY POWER IMPULSES INPUTING

Chausov N.G., Zasimchuk E.E., Gutsaylyuk V.B.

Tests results of a sheet aluminium alloy 2024-T3 on change of its mechanical properties by means of power impulses of energy with various intensity input at the set deformation stages are analyzed

При импульсном вводе энергии в материал можно обеспечить регулируемое изменение прочностных и пластических свойств материала, а именно: пластифицировать любой материал на стандартной восходящей ветви диаграммы деформаций; добиться изменения протяженности стадий деформирования и изменения прочностных свойств на заданных стадиях деформирования; реализовать квазисверхпластическое состояние материалов при комнатной температуре (получить идеально-пластическое поведение материалов до десятков процентов остаточной деформации) за

счет многократных импульсных подгрузок; реализовать резервы механических свойств материалов на стадии разупрочнения, включая и стадию роста микротрещины.

Для исследователей большой интерес представляет граничное состояние самоорганизации структуры материалов при динамических неравновесных процессах, при которых механические свойства максимально увеличиваются на макроуровне или резко уменьшаются, вплоть до полного разрушения материала.

В настоящей работе исследования проводили на плоских образцах из алюминиевого сплава 2024-T3 шириной 10мм и толщиной 3мм по методике, разработанной на кафедре механики, сопротивления материалов и строительства Национального университета биоресурсов и природопользования Украины [1].

Выявлена высокая чувствительность алюминиевого сплава 2024-T3 к динамическим неравновесным процессам.

Показано, как в зависимости от уровня предварительной статической деформации, при которой осуществляются импульсные подгрузки различной интенсивности, можно резко пластифицировать сплав, увеличив пластическую деформацию до 40% , или практически мгновенно разрушить его.

Особый интерес представляет обнаруженный эффект проявления площадок текучести различной протяженности при повторном статическом растяжении сплава 2024-T3, после одноразовых импульсных подгрузок различной интенсивности при комнатной температуре.

Предложена физическая и математическая модель данного процесса.

В качестве рабочей гипотезы принято, что объем вновь образованной диссипативной структуры в материале при динамических неравновесных процессах следует отнести к основному параметру, который существенно влияет на изменение механических свойств при повторном статическом растяжении.

Специально проведенные исследования выявили склонность диссипативной структуры в сплаве 2024-T3 к значительному охрупчиванию при изменении температурного режима нагружения: образование диссипативной структуры при комнатной температуре – выдержка в среде жидкого азота – повторное статическое растяжение при комнатной температуре.

Литература

1. Чаусов М.Г., Засимчук С.Е., Маркашова Л.И., Вильдеман В.Е., Турчак Т.В., Пилипенко А.П., Параций В.М. Особенности деформирования пластичных материалов при динамических неравновесных процессах // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. - 2009 - 75. № 6. - С.52 - 59.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПРОМЫШЛЕННЫХ ЛИСТОВ ИЗ АЛЮМИНИЙ- ЛИТИЙ-МЕДЬ-МАГНИЕВОГО СПЛАВА

Шамрай В.Ф.¹, Ключкова Ю.Ю.², Лазарев Э.М.¹, Гордеев А.С.¹, Истомин-Кастровский В.В.³

¹ Россия, Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН.

²Россия, ФГУП Всероссийский институт авиационных материалов.

³Россия, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»
(E-mail: shamray@imet.ac.ru)

STRUCTURE AND PROPERTIES OF ALUMINUM-LITHIUM-COPPER-MAGNESIUM ALLOY COMMERCIAL SHEETS

Shamray V.F., Klochkova Ju.Ju., Lazarev E.M., Gordeev A.S., Istomin-Kastrovskii V.V.

The texture and microstructure of Al-Li-Cu-Mg alloy sheets produced by rolling with summary value of deformation degree 98% are investigated. It was ascertained that texture in sheets has expressed unhomogenous character, conditioned by presence in the middle layers of these sheets of unusually intensive component {110}<112> the forming of which can't be interpreted in constrained Taylor model

and it's connected with oriented precipitations of strengthening T_1 phase. The influence of structural characteristics on sheet strength properties is considered.

Практическое применение алюминий-медь-литиевых сплавов предопределяет необходимость изготовления промышленных партий катаных листов с высокими степенями деформации, в формировании свойств которых фактор кристаллографической текстуры играет весьма существенную роль. Ориентированный характер фаз, выделяющихся при термоупрочнении в этих материалах, делает ее особенно заметной. Для моделирования процессов пластической деформации при прокатке алюминиевых сплавов часто используется «ограниченная» модель Тейлора, где деформация, в первом приближении, рассматривается, как плоская, и накладываются определенные ограничения, вытекающие из условия совместности граничащих друг с другом зерен [1, 2]. Деформация сжатия материала ε_{33} принимается равной деформации его растяжения в направлении прокатки ε_{22} , а деформация в направлении поперечном направлению прокатки ε_{11} равной нулю. Независимыми оказываются пять компонент тензора микродеформации $\varepsilon_{11}=\varepsilon_{12}=\varepsilon_{13}=\varepsilon_{23}=0$; $\varepsilon_{22}=-\varepsilon_{33}$. В тех случаях, когда зерна прокатываемого материала имеют определенную форму, условия совместности могут быть частично «релаксированы». При прокатке с высокими степенями деформации и образовании плоских зерен условия совместности особенно эффективны на границах большой площади, поэтому допускаются ε_{13} и ε_{23} сдвиги. Результаты моделирования процессов образования текстур при прокатке алюминия с помощью ограниченной и релаксированной моделей Тейлора несколько различаются в определении изменений ориентировок индивидуальных зерен, однако, они предсказывают достаточно близкие типы конечных текстурных компонент, формирующихся в поликристаллических макрообразцах. В настоящей работе продолжено исследование структурных состояний материалов из алюминий-медь-литиевых сплавов, выполненных ранее на листах, полученных из слитков лабораторных партий [3]. Листы промышленных партий получены по технологии, использующей значительно более высокие степени деформации материала, и эффекты, связанные с образованием текстуры проявляются в них более отчетливо.

Слитки сечением 300×1100 мм прокатывали с подогревом до 390°C до толщины $\delta=7,5$ мм и, далее, в холодную до толщины 3 мм. Общая величина степени деформации $S=98$ %. Термическую обработку осуществляли по режиму: закалка от 533°C в воду и последующее старение при 160°C в течение 30 час. Рентгеновский анализ проведен по результатам съемки на дифрактометре ULTIMA IV в CuK_α излучении. Для съемки прямых полюсных фигур ППФ использовали приставку РКУП к рентгеновскому дифрактометру ДРОН-7. Электронно-микроскопическое исследование методом ПЭМ выполнено на приборе JEM 2100 фирмы JEOL при 200 кВ, имеющем разрешение 0,19 нм.

Текстура исследованных листов оказалась крайне неоднородной по сечению. В материале срединной части листов сформирован интенсивный Bs компонент $\{110\}\langle 112\rangle$ (ориентационная плотность в максимуме $P_m \sim 16$) с небольшой примесью компонента Cu $\{112\}\langle 111\rangle$ и S компонента $\{123\}\langle 634\rangle$ (рис. 1а). На ФРО видны также следы кубического компонента. В поверхностных слоях текстура практически однокомпонентна и представлена ориентировкой Cu ($P_m \sim 12$). В промежуточных слоях наблюдается плавный переход от текстуры одного к текстуре другого типа.

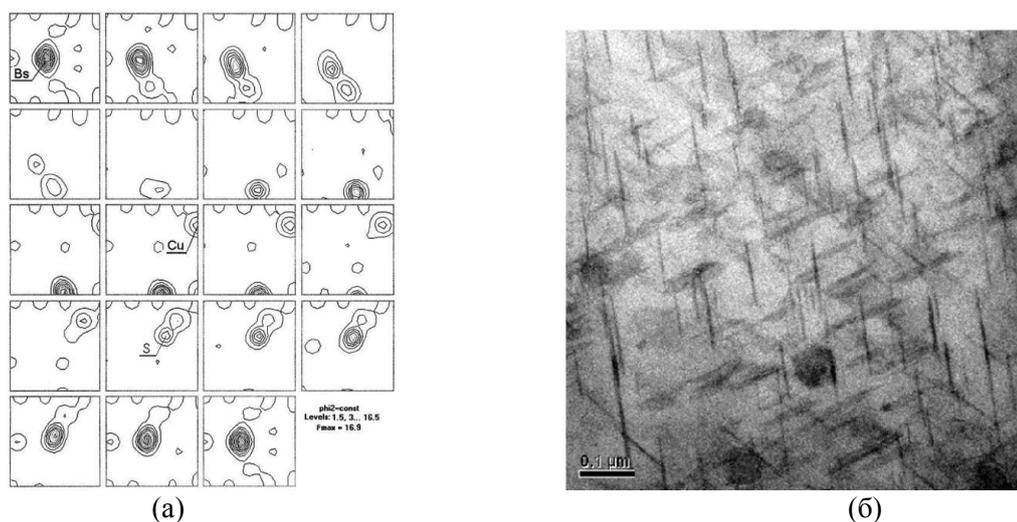


Рис. 1 ФРО (а) и микроструктура (б) срединной части листа.

Микроструктура материала срединной части листов, подвергнутых термической обработке, сформирована плоскими, в первом приближении, равноосными в плоскости прокатки зернами. Диаметр зерен $D \approx 200$ мкм. На электронно-микроскопических изображениях в зернах матричной фазы после закалки проявляется дислокационная структура; дислокации, декорированы выделениями вторых фаз. После старения структура имеет гетерогенный характер (рис. 1б), видны пластинчатые выделения основной упрочняющей составляющей, фазы T_1 (Al_2CuLi), залегающей по четырем различным плоскостям типа $\{111\}$. В пространстве эти пластины, по-видимому, образуют скелетный каркас. Наличие сорбционного контраста, связанного с неупруго рассеянными электронами на концентрационных неоднородностях, указывает на то, что в пластинах разных ориентировок проявляется структурная неоднородность, как по толщине пластины, так и по ее длине. Длина пластин $l \approx 100-200$ нм, толщина $\delta \approx 10-30$ нм; они вытянуты в направлениях $\langle 111 \rangle$. Вследствие интенсивной текстуры матричной фазы типа $\{110\}\langle 112 \rangle$ и наличия ориентационных соотношений между решетками матричной фазы α и пластинчатыми выделениями фазы T_1 : $[0001]_{T_1} // [111]_{\alpha}$, $[00-10]_{T_1} // [110]_{\alpha}$ ее выделения имеют ориентированный характер, поэтому на рентгенограммах, подвергнутых старению образцов, фиксируются только рефлексы типа $(h00)$ фазы T_1 .

Согласно «релаксированной» модели Тейлора деформации ГЦК металлов, в которой учитывается формоизменение зерен, в процессе пластической деформации ориентировки зерен смещаются в направлении текстурных компонентов S и Cu [1, 2]. Эти результаты соответствуют экспериментальными исследованиями текстур в листах из алюминиевых сплавов, согласно которым при прокатке изменение ориентировок кристаллов материала листов контролируется β -скелетной линией Эйлера с формированием конечного компонента типа Cu [4]. Присутствие в срединных слоях исследованных листов интенсивного компонента Bs , возможно, связано с тем, что при кристаллографическом сдвиге по системам легкого скольжения $\{111\}\langle 110 \rangle$ и возникновении дефектов упаковки образуются пластины фазы T_1 , которые блокируют скольжение по этим системам.

Исследованные листы обладают механическими свойствами, характерными для сплавов алюминии-медь-литий: $\sigma_B \approx 60$ МПа; $\sigma_S \approx 57$ МПа; $\delta \approx 8\%$. В тоже время, они обладают несколько более высокими значениями скорости распространения трещины усталости (>5 mm/kcycle). Гладкая поверхность разрушения без проявлений скола в зоне, прилегающей к концентратору напряжений, указывает на то, что кристаллографическая мода разрушения в материале подавлена. Неоднородность распределения кристаллографических ориентировок по сечению листа в процессе разрушения материала при испытаниях на СРТУ не проявилась.

Литература

- 1 R.Fortunier, J.H.Driver. Acta Metall. 1987. V. 35. N6. pp. 1355-1366.
- 2 A.Skalli, R.Fortunier, R.Fillit. Acta Metall. 1985. V.33. N6. pp. 997-1007.
- 3 В.Ф.Шамрай, О.Е.Грушко, Э.М.Лазарев и др. Металлы. 2009. №3. сс. 53-59.
- 4 J.hirsh, K.Luke. Acta Metall. 1988. V. 36. N11 pp. 2883-2903.

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ АГРЕГАТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛИ ПРИ НЕЛИНЕЙНОЙ ДИФФУЗИИ ВОДОРОДА

Шашкова Л.В.

Россия, Оренбургский государственный университет, E-mail: lvshashkova@bk.ru

STRUCTURAL - PHASE MODULAR TRANSFORMATIONS INTO STEEL AT NONLINEAR DIFFUSION OF HYDROGEN

Shashkova L.V.

At nonlinear diffusion of hydrogen in metals and alloys the high level of concentration local pressure in a plane of sliding stimulates movement and duplication of defects. The estimation of a degree supersaturation of vacancy of crystallite testifies about occurrence in metal alloys "quasi liquid" conditions. The surface of a break metal reminds boiling a liquid. A necessary condition of realization of this way of phase transformation is it is abnormal high factor of diffusion of non-stationary hydrogen.

Изучение взаимодействия водорода с металлами остается актуальнейшей задачей физики твердого тела, физического материаловедения и металлургии. Долгие годы в этой области знаний господствовал стереотип исследования свойств систем металл-водород (М— Н), при котором оказались разделены во времени процессы активного насыщения водородом металла и изучение влияния такого воздействия на свойства сплава, то есть практически в термодинамически равновесных условиях изучалось последствие введения водорода в металлы. Однако уже достаточно давно было обращено внимание на то, что высокая диффузионная подвижность атомов водорода в металлах приводит к тому, что введение водорода с самых начальных моментов этого процесса сопровождается достаточно заметным откликом металла на это воздействие. Так, например примененная в [1] методика исследования кинетики тонкой структуры стали *in situ* в процессе наводороживания позволила установить, что массоперенос водорода через кристаллическую решетку феррита при комнатной температуре создает анизотропные концентрационные стохастические микронапряжения. При этом максимальные, выше предела текучести, значения микронапряжений наблюдались именно на начальной стадии наводороживания, т.е. при нелинейной диффузии. Индуцируемые водородом ориентированные концентрационные микронапряжения σ_n сдвигают химический потенциал примесных и собственных точечных дефектов (вакансий и междоузлий) и активируют процессы их диффузии. Начинает работать механизм «вакансионного насоса» - диффузия вакансий из области сжатия в область растяжения. Оценка в соответствии с [2] степени вакансионного пересыщения кристаллитов составляет:

$$\frac{C}{C_0} = \exp \frac{\sigma_n V_m}{kT},$$

где $kT = 4 \cdot 10^{-21}$ Дж; $V_m = 1,2 \cdot 10^{-29}$ м³ – атомный объем железа.

При водородных микронапряжениях 600 МПа степень вакансионного пересыщения оказывается равной 600%. Из мест пересыщения происходит сток вакансий на дислокации и в области растяжения, образуются вакансионные кластеры и петли, стимулируется неконсервативное движение дислокаций. При уровне локальных микронапряжений 1100 МПа пересыщение составляет 2700% , возникают локальные ситуации, близкие к предельной температуре, так называемое холодное плавление или аморфизация вещества. Рентгеновский метод дает усредненные по всему облучаемому объему значения микронапряжений. Естественно ожидать, что уровень локальных микронапряжений будет выше.

На рис. 1 представлены электронные фрактографии изломов при кручении трубчатых образцов из стали 20 исходной и после наводороживания в течение 1,5-2 ч (этап нелинейной диффузии) в насыщенном сероводородном электролите с подкислением соляной кислотой до pH 0,6. Исходный излом имеет типичный вид ямочного вязкого среза. Поверхность излома наводороженного металла напоминает кипение жидкости. В изломе видны массовые, тарельчатого типа, зоны выноса металла на поверхность - проявление диффузионно-кооперативного эффекта стимулированной экструзии

металла. Тарельчатые зоны – подвижные металл–водородные кластеры (диаметром от 10 мкм и ниже) – проявление гидродинамической моды вязкого течения металла, стимулированного нелинейной диффузией водорода и напряжениями сдвига. В центре дисков находятся кратеры выброса водорода из металла. После 25–30 ч наводороживания (с установлением стационарной диффузии) эффект «кипения жидкости» пропал, а поверхность изломов чистого сдвига имела вид крупных ламелей, изъеденных ямками и порами.

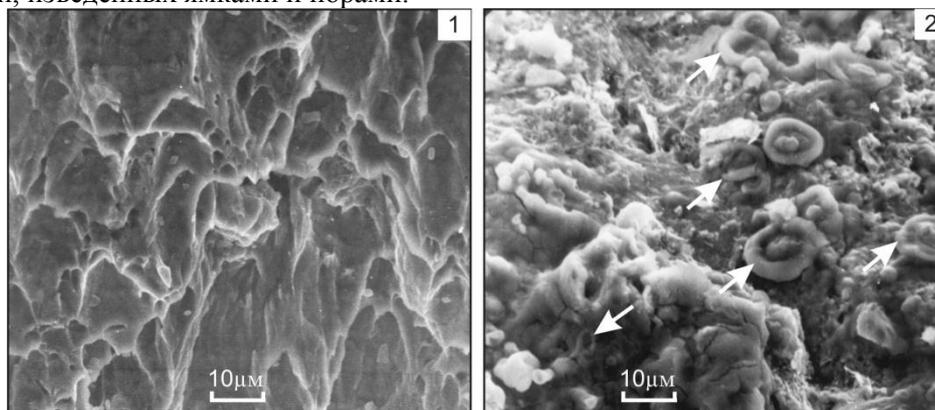


Рис. 1 — Микрорельеф изломов чистого сдвига стали 20 в исходном (1) и наводороженном при нелинейной диффузии водорода (2) состояниях.

Полученные результаты согласуются с сенсационными сообщениями, появившимися в последние годы, о совершенно необычном характере взаимодействия водорода с металлами. В этих экспериментах обнаружена неизвестная ранее способность водорода, при его сверхравновесных концентрациях в некоторых металлах кардинально, изменять их физическую природу. Это аномальная пластическая автодеформация железа в присутствии водорода, синергетические эффекты микропластичности, эффект обратимой потери формы в аморфных металлических сплавах, получение аморфного состояния металлических сплавов при очень высоких концентрация водорода и др. Данные состояния вещества несвойственны как твердому кристаллическому, так и твердому аморфному состояниям, и свидетельствует о существенном снижении водородом металлического типа связи между атомами, "ожижению" сплава [3]. В работе [4] отмечается, что когда внутри твердого тела по каким-либо причинам происходят процессы локального плавления или сублимации, то они неизбежно сопровождаются появлением дефектов сплошности, заполненных расплавом или паром. В противном случае новую фазу негде было бы разместить внутри сплошного объема твердого тела. Из этого следует, что любые процессы локальных агрегатных превращений в объеме твердой фазы должны одновременно сопровождаться ее локальными разрушениями.

Таким образом, при нелинейной диффузии водорода в металлах и сплавах высокий уровень концентрационных локальных напряжений в плоскости скольжения стимулирует движение и размножение дефектов. Оценка степени вакансионного пересыщения свидетельствует об возникновении в металлических сплавах "квазизидкого" состояния. Поверхность излома наводороженного металла напоминает кипение жидкости. Именно в этот момент и происходит катастрофическое снижение модуля сдвига. Необходимым условием реализации этого пути фазовой трансформации является аномально высокий коэффициент диффузии нестационарного водорода (при комнатной температуре его коэффициент диффузии в α -железе на 12-13 порядков выше, чем других примесей внедрения, и в $10^{20} - 10^{30}$ раз превышает коэффициент самодиффузии атомов железа) и сдвиговых напряжений.

Список использованных источников:

- 1 Савченков Э.А., Шашкова Л.В., Шашкова В.К. Влияние диффузионного движения водорода на характеристики тонкой структуры и микродеформацию феррита // Изв. РАН РФ. Металлы, 1997. – № 4. – С. 75 - 79.
- 2 Алехин В.П. Физика прочности и пластичности поверхностных слоев материалов. – М.: Наука, 1983. – 236 с.

- 3 Спивак Л.В. Синергетические эффекты деформационного отклика в термодинамически открытых системах металл-водород // Успехи физических наук, 2008. - Т. 178. - № 9. – С. 897-922.
- 4 Васильев Л.В. О связи процессов зарождения очагов разрушения с явлениями деформационно - индуцированной неустойчивости кристаллических решеток / Сборник статей по материалам I международной конференции «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов». – М., 2006. – С. 66 - 69.

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА ТЕРМООБРАБОТКИ НА ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И ДЕФЕКТНУЮ СТРУКТУРУ ЖАРОПРОЧНОЙ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭК-181

Шевяко Н. А.¹, Тюменцев А. Н.^{1,2}, Астафурова Е. Г.^{1,2}, Литовченко И. Ю.^{1,2}, Чернов В. М.³,
Леонтьева-Смирнова М.В.³

*Россия, ¹Томский Государственный Университет, ²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, ³Высокотехнологический НИИ неорганических материалов имени академика А.А. Бочвара
Nadejda89tsk@yandex.ru*

EFFECT OF HEAT TREATMENT ON THE PHASE CONDITION AND DEFECTIVE STRUCTURE OF HEAT-RESISTANT FERRITIC-MARTENSITIC STEEL RUSFER EK-181

Shevyako N.A.¹, Tyumentsev A.N.^{1,2}, Astafurova E.G.^{1,2}, Litovchenko I. Yu.^{1,2}, Chernov V.M.³, Leontyeva-Smirnova M.V.³

The effect of heat treatment on microstructure and phase composition of low-activation heat-resistant ferritic-martensitic steel RUSFER EK-181 (Fe-12Cr-2W-V-Ta-B) has been studied. Additional heat cycling near to a point of γ - α -transition between quenching and tempering is appear to prevent formation of fine-grained interstitial phase, decrease intensity of phase hardening, form substructure with continuous disorientations and reduce the temperature of ductile-to-brittle transition.

В настоящее время малоактивируемые (с быстрым спадом активности) ферритно-мартенситные 12%-ые хромистые стали являются перспективными конструкционными материалами для активных зон ядерных и термоядерных энергетических реакторов. Температурный диапазон применения таких сталей снизу ограничен их склонностью к низкотемпературному охрупчиванию с повышением температуры охрупчивания (температуры хрупко-вязкого перехода) при радиационных воздействиях, а сверху – уровнем длительной прочности (жаропрочности). Важным методом улучшения функциональных свойств ферритно-мартенситных сталей является их термическая обработка (ТО), приводящая к образованию различных структурно-фазовых состояний, а оптимизация режимов ТО является важным этапом создания (модификации) конструкционных ферритно-мартенситных сталей.

Методами просвечивающей электронной микроскопии с использованием электронных микроскопов Philips CM30 (300 кВ) и Philips CM12 (120 кВ) и рентгеноструктурного анализа с использованием дифрактометра Shimadzu XRD-6000 проведены исследования особенностей микроструктуры и фазового состава малоактивируемой ферритно-мартенситной стали ЭК-181 (Fe-12Cr-2W-V-Ta-B) после ТО по режимам, обеспечивающим различную склонность материала к низкотемпературному радиационному охрупчиванию:

– ТО-I (закалка от температуры 1373 К, отпуск при $T = 993$ К);

– ТО-II (закалка от температуры 1373 К, отпуск при $T = 993$ К + дополнительное термоциклирование около температуры фазового перехода «аустенит-мартенсит» между закалкой и отпуском).

Необходимость повышения высокотемпературной прочности стали ЭК-181 с целью расширения температурного диапазона ее применения в энергетической технике диктует необходимость поиска возможных резервов жаропрочности.

В настоящей работе предпринята попытка повышения уровня жаропрочности и термической стабильности микроструктуры малоактивируемой ферритно-мартенситной стали ЭК-181 в интервале

предположительных рабочих температур (600-700°C) за счет модификации ее гетерофазной структуры. Идея метода состоит в увеличении объемной доли наноразмерных (<5 нм) карбидных и/или нитридных фаз на основе V, Ti, Ta и одновременном снижении объемной доли грубых выделений фазы $M_{23}C_6$ при сохранении достаточного запаса низкотемпературной пластичности (не повышая, либо незначительно повышая температуру хрупко-вязкого перехода).

Для реализации такой модификации гетерофазной структуры исследуемой стали был проведен ряд дополнительных термических обработок:

– ТО-III: закалка от температуры 1100°C (выдержка при 1100°C 1 ч., охлаждение на воздухе) + отпуск 500°C, 3 ч. + отпуск 600°C, 3 ч. + отпуск 720°C, 3 ч., охлаждение на воздухе;

– ТО-IV: закалка от температуры 1100°C (выдержка при 1100°C 1 ч., охлаждение в воде) + отпуск 500°C, 3 ч. + отпуск 600°C, 3 ч. + отпуск 720°C, 3 ч., охлаждение на воздухе.

Предполагалось два возможных пути достижения поставленной цели. Во-первых, варьирование (увеличение) скорости закалки (воздух/вода), что предположительно должно привести к уменьшению объемной доли грубодисперсной фазы. Во-вторых, применение дополнительных отжигов при более низких температурах по сравнению с ТО-I (включающей отжиг при 720°C) для увеличения дисперсности выделяющихся частиц.

Обнаружены существенные качественные и количественные различия структурно-фазовых состояний стали ЭК-181 после указанных обработок, определяющие ее низкотемпературные (хладноломкость) и высокотемпературные (жаропрочность) свойства.

Установлено, что важной особенностью двухфазной структуры стали ЭК-181 после ТО-I является высокая плотность наночастиц размерами менее 5 нм, однородно распределенных по объему материала. Электронографический анализ кристаллической структуры таких частиц показал, что они представляют собой фазу внедрения на основе карбонитрида ванадия с тетрагональными и моноклинными искажениями. Следствием фазового наклепа в процессе $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения при закалке является образование субструктуры с непрерывными разориентировками с кривизной кристаллической решетки $\chi_{ij} \approx (0,5 - 2)$ град/мкм. Электронномикроскопическое исследование формирующихся в такой структуре внутренних напряжений показало, что в локальных зонах повышенной кривизны эти напряжения сравнимы с величиной предела текучести сплава при комнатной температуре.

Термическая обработка стали по режиму ТО-II исключает образование наноразмерных частиц указанного выше карбонитрида и снижает интенсивность фазового наклепа и, как следствие, формирование структурных состояний с непрерывными разориентировками и повышенным уровнем внутренних напряжений. Предполагается, что это связано со значительным обеднением твердого раствора материала углеродом в процессе термоциклирования после закалки. Такие особенности структурно-фазового состояния стали при режиме ТО-II приводят к существенному снижению эффектов дисперсного и субструктурного упрочнений стали и являются основной причиной уменьшения прочности сплава после такой обработки. Последнее, совместно с локальными внутренними напряжениями в зонах повышенной кривизны кристаллической решетки, является важным фактором изменения степени хладноломкости стали (снижения температуры хрупко – вязкого перехода).

На основании проведенных предварительных электронно-микроскопических исследований можно заключить, что наиболее эффективная (для повышения жаропрочности) модификация гетерофазной структуры стали ЭК-181 происходит после термообработки ТО-IV (закалка от 1100°C в воду + ступенчатые отжиги), которая приводит к увеличению объемной доли наноразмерных (<5 нм) карбидных и/или нитридных фаз на основе V, Ti, Ta и одновременному снижению объемной доли грубых выделений фазы $M_{23}C_6$.

ВЛИЯНИЕ ИМПУЛЬСНОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА СКЛОННОСТЬ СПЛАВОВ Fe-Si-Al К ХРУПКОМУ РАЗРУШЕНИЮ

Шипко М.Н.¹, Дуров Н.М.², Коровушкин В.В.², Шипко Г.А.³, Степович М.А.^{1,4}

¹ Россия, ГОУ ВПО «Российский государственный торгово-экономический университет»,
ivrgteu_nir@mail.ru

² Россия, Национальный исследовательский технологический университет «Московский институт стали и сплавов», krvsch@mail.ru

³ Россия, ГОУ ВПО «Ивановская государственная текстильная академия», ivrgteu_nir@mail.ru

⁴ Россия, ГОУ ВПО «Калужский государственный университет им. К.Э. Циолковского»,
m.stepovich@rambler.ru

AN INFLUENCE OF PULSE MAGNETIC FIELD ON INCLINATION OF FE-SI-AL ALLOYS TO FRAGILE DESTRUCTION

Shipko M.N., Durov N.M., Korovushkin V.V., Shipko G.A., Stepovich M.A.

X-ray and nuclear gamma resonant methods were used for the investigation of the influence of weak (10-100 kA/m) low-frequency (10-20 Hz) pulse magnetic field on a spin condition of atoms of iron and crystal structure of Fe-Si-Al alloys, on their physical and mechanical parameters and, first of all, on the possibility of increasing their plastic properties.

К числу материалов, обладающих высокой склонностью к хрупкому разрушению, относятся тройные сплавы системы Fe-Si-Al (сендаст). Для практического применения этого материала немаловажное значение имеют его прочностные характеристики, определяющие износостойкость, надёжность и срок службы изделий.

В настоящей работе экспериментально изучалось влияние слабых (10-100 кА/м) низкочастотных (10-20 Гц) импульсных магнитных полей на спиновое состояние атомов железа и, как следствие, на локальные характеристики кристаллической решетки сплавов Fe-Si-Al, на их физико-механические параметры и прежде всего – на возможности повышения их пластических свойств. Сравнительный анализ характеристик образцов проводился до и после импульсного магнитного воздействий.

Исследования локальных характеристик кристаллической решетки выполнены методом мёссбауэровской спектроскопии на ЯГР-спектрометре MS-1104ЕМ с автоматической обработкой ЯГР-спектров по программе UnivemMS; изомерный сдвиг спектров определяли относительно α -Fe. Микротвердость, пористость образцов и распределение пор по размерам выполнены стандартными методами.

В результате проведённых исследований установлено, что после обработки в низкочастотном импульсном магнитном поле прочностные характеристики материала (твердость и нагрузка появления трещин) повышаются. Так, в исходном сплаве трещины появляются при нагрузке 50 Н, а после обработки – при нагрузке 150 Н; возрастает и микротвердость сплава. Изменение этих величин связывается с перераспределением внутренних напряжений вследствие упорядочения вакансий и изменения дислокационной структуры сплава. ЯГР-спектрометрия показала, что в процессе магнитоимпульсной обработки происходит изменение ближайшего окружения атомов железа. В частности, увеличивается число атомов Fe, имеющих в ближайшем окружении 8 и 4 атома железа, одновременно уменьшается число атомов железа, имеющих в первой координационной сфере 7 и 3 атома Fe. Это свидетельствует об увеличении заселенности этих положений атомами железа и, соответственно, уменьшением вакансий в узлах γ и β дополнительного упорядочения сплава.

Импульсная магнитная обработка сильно влияет на величины удельной поверхности и суммарного объёма пор материала: для исходных образцов (до обработки) эти величины равнялись соответственно 13,7 м²/г и 0,012 см³/г, а обработка в импульсном магнитном поле уменьшала эти величины на порядок. При этом средний радиус пор оставался неизменным и составлял 1,63 нм.

Исследования проведены при финансовой поддержке аналитической ведомственной целевой программы Минобрнауки РФ «Развитие научного потенциала высшей школы (2009-2011 годы)» (код проекта 2.1.2/14218).

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРОЕНИЯ ВИДМАНШТЕТТОВОГО ФЕРРИТА И ВЛИЯНИЕ ЕГО НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ДОЭВТЕКТОИДНОЙ СТАЛИ

Шляхова Г.В.¹, Сизова О.В.^{1,2}, Колубаев А.В.^{1,2}

¹ Россия, Учреждение Российской академии наук Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, ovs@ispms.tsc.ru, shgv@ispms.tsc.ru, kav@ispms.tsc.ru

² Россия, ГОУ ВПО Национальный исследовательский Томский политехнический университет

Исследованы особенности тонкого строения видманшеттowego феррита в доэвтектоидной стали, обнаруженного после горячего проката. Показано, как субмикроструктура видманшеттowego феррита влияет на особенности разрушения стали при статическом и динамическом нагружении.

INVESTIGATION OF STRUCTURE WIDMANSTATTEN FERRITE AND ITS INFLUENCE ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF HYPOEUTECTOID STEEL

Shlyakhova G.V., Sizova O.V., Kolubaev A.V.

The features of the fine structure of ferrite in Widmanstatten hypoeutectoid were discovered after hot rolling. Shows how sub-microstructure Widmanstatten ferrite affects particularly the destruction of steel under static and dynamic loading.

Структура видманшеттета образуется, как правило, в крупнозернистых сталях, охлажденных со скоростью порядка $5 \div 10$ °/сек. Такие условия часто возникают либо при нарушении режимов горячей обработки сталей, либо при высокоскоростных процессах, таких как лазерная сварка [1]. Сведения о механизме кристаллизации видманшеттowego феррита до сих пор недостаточны и противоречивы. Согласно современным представлениям, видманшеттговый феррит образуется лишь в том случае, когда зародышей полиэдрического феррита на границах зерна аустенита недостаточно, более того, кристаллы видманшеттowego феррита могут расти самостоятельно, не используя полиэдрический феррит как подложку [1,2].

Известно, что у сталей, содержащих в структуре видманшеттговый феррит, наблюдается снижение пластических свойств, что негативно влияет на показатели надежности. В настоящей работе изучали тонкое строение видманшеттowego феррита среднеуглеродистой стали, образовавшегося при горячей пластической деформации (прокате), механические свойства этой стали при статическом и динамическом нагружении, а также фрактограммы изломов образцов стали после этих испытаний.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ:

Исследование проводили на образцах \varnothing 40мм, вырезанных из прутка \varnothing 80мм, полученного прокатом с последующим охлаждением на воздухе. Химический состав исследованной стали, % (масс.): \geq 0,4 C; 0,64 Mn; 0,28 Si; 0,24 Cr; 0,021 P; 0,035 S, что соответствует ГОСТу 1050-88.

Тонкое строение видманшеттowego феррита изучали методами оптической металлографии (микроскоп Neophot-21), атомно-силовой микроскопии (микроскоп Solver Pro-47H).

Механические свойства стали изучали на образцах, согласно требованиям ГОСТ 1497 и 9454. Испытания проводили на испытательной машине МИРИ-100К и маятниковом копре 2130 КМ-0,3.

Фрактографические исследования изломов после статических и динамических испытаний проводили на растровом сканирующем электронном микроскопе фирмы Karl Zeiss.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ:

Изучение структуры пластин видманшеттowego феррита показали, что строение их неоднородно, пластинка состоит из отдельных слоев, толщина которых была примерно одинакова и составила $\sim 1-2$ мкм или $10-20^3$ нм. Между отдельными пластинами наблюдается дефектное пространство, сравнимое по толщине с шириной слоя, декорированное ультрадисперсной структурой. Изучение рельефа поверхности методами АСМ позволило более наглядно представить строение этих пластин. Наблюдаемое нарушение пластинчатого строения видманшеттowego феррита очевидно связано с образованием и ростом новой структурной составляющей, заполнившей промежутки между слоями. Она может в данном случае состоять из чрезвычайно дисперсных карбидных частиц, образовавшихся на межфазной границе в короткое время диффузионного роста пластины видманшеттowego феррита. Как показали исследования, размер этих округлых выделений не превышал 60 нм (рис. 1).

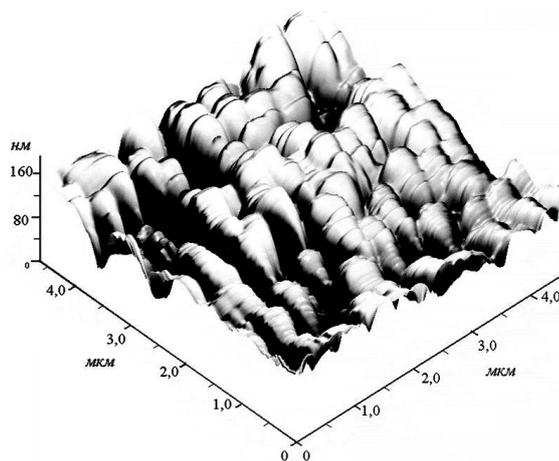


Рисунок 1. Изображение частиц карбида в 3D-изображении.

Механические испытания на растяжение и ударный изгиб образцов показали, что при статическом растяжении прочностные характеристики стали со структурой видманштеттового феррита были близки к обычно достигаемым у доэвтектоидной стали аналогичного химического состава. Но значения ударной вязкости оказались существенно снижены (примерно в два раза) по сравнению с требованиями ГОСТ 1050-88 для стали этого класса.

Изучение морфологии поверхности изломов образцов после статического растяжения (рис.2а) и ударного разрушения (рис.2б) выявило, что разрушение носило ямочный характер с размером ямок от 5 до 25 мкм. Также, обнаруживались комбинированные ямки, соединенные перегородками.

Поверхность разрушения после удара представляла собой довольно ровную плоскость, что свидетельствует о том, что разрушение носит транскристаллитный перистый характер. Такое разрушение обычно протекает с большой скоростью без образования разрушающей трещины. Размеры перистых зон совпадали с размерами зерен феррита.

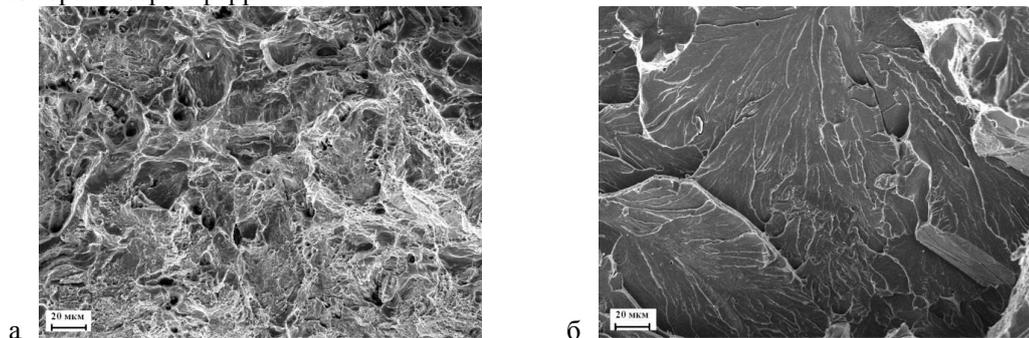


Рисунок 2. Фрактограммы поверхностей излома образцов после статического растяжения (а) и ударного разрушения (б).

ЗАКЛЮЧЕНИЕ:

Проведенные исследования позволяют предположить, что при статическом растяжении вследствие постепенного возрастания нагрузки разрушение происходит по смешанному механизму с понижением доли хрупкого разрушения.

При ударном приложении нагрузки в результате деформации создаются условия для реализации сдвигового механизма [3], за счет присутствия в структуре стали кристаллов видманштеттового феррита специфического слоистого строения с низким запасом пластичности.

ЛИТЕРАТУРА

- 1 Тодоров Р.П., Христов Хр.Г. О видманштеттовых структурах углеродистых сталей. // МиТОМ. 2004. №2. С.3-7.
- 2 Батаев И.А., Батаев А.А, Буров В.Г., Лизункова Я.С., Захаревич Е.Е. Особенности строения видманштеттова феррита и цементита. // Сталь. 2008. №8. С. 99-102.
- 3 Тушинский Л.И. Структурная теория конструктивной прочности материалов. 2004. Новосибирск. НГТУ. 399с.

***СЕКЦИЯ 6 - ТЕХНОЛОГИЯ
ПОЛУЧЕНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ
СВОЙСТВА НАНОСТРУКТУРНЫХ
ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ***

ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ ТОПЛИВНЫХ ТАБЛЕТОК С ГРАДИЕНТНОЙ МИКРОСТРУКТУРОЙ

Аверин С.И., Алымов М.И., Гнедовец А.Г.

Россия, Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН, e-mail: averin@imet.ac.ru

FRACTURE RESISTANCE OF THE FUEL PELLETS WITH A GRADIENT MICROSTRUCTURE

Averin S.I., Alymov M.I., Gnedovets A.G.

Russia, A.A. Baikov Institute of Metallurgy and Material Sciences of Russian Academy of Sciences
e-mail: averin@imet.ac.ru

The destruction of the fuel pellets occurs as a result of the emergence and development of radial cracks from circumferential tensile thermal stresses. It is known that the grain size in sintering of uranium dioxide depends on the sintering temperature. Sintering of the fuel pellets in a gradient temperature field will create a gradient microstructure of the fuel pellets with a large grain size in the center and small grain size on the edge. Gradient microstructure of the fuel pellets leads to the dependence of the coefficient of thermal expansion on the radius. Calculations show that this would reduce the circumferential thermal stresses and thus increase the fracture toughness of the fuel cell.

В процессе эксплуатации топливных таблеток происходит их разрушение в результате появления и развития радиальных трещин, возникающих от окружных растягивающих термических напряжений. Известно, что размер зерна спекаемого диоксида урана зависит от температуры спекания [1,2]. Предлагается спекать топливные таблетки из нанопорошка диоксида урана в градиентном поле температур, что позволит создать градиентную микроструктуру с большим размером зерна в центре и малым размером зерна на краю. Градиентная микроструктура приводит к наличию зависимости коэффициента термического расширения (КТР) вдоль радиуса [3-6]. Расчеты показывают, что это позволит уменьшить окружные температурные напряжения и таким образом повысить трещиностойкость топливных элементов.

Из вычислений, сделанных на основании совместного решения задач теплопроводности и термоупругости [7-9] для таблетки из диоксида урана с внутренним и внешним радиусами $a = 1$ мм, $b = 5$ мм и линейным законом изменения КТР $\alpha = \alpha_0 + \alpha_1 r$, $\alpha_0 = 10,5 \cdot 10^{-6}$ град⁻¹, следует, что в некотором диапазоне радиального изменения КТР топливной таблетки максимальные окружные и радиальные напряжения уменьшаются (рис.1).

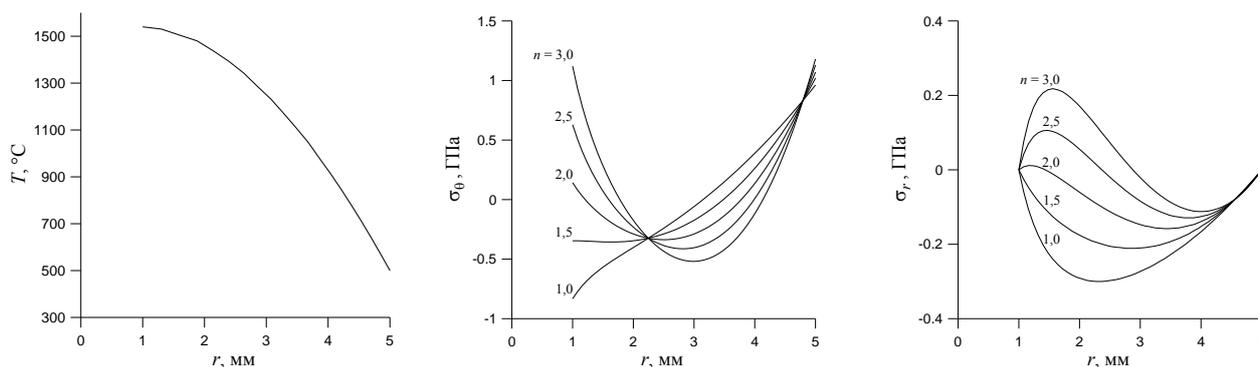


Рис. 1. Радиальное распределение температуры в таблетке, окружные и радиальные напряжения в зависимости от перепада КТР по радиусу таблетки для разных значений параметра $n = \alpha(b)/\alpha(a)$.

Оптимальное повышение трещиностойкости топливных таблеток достигается при создании градиентной микроструктуры, обеспечивающей перепад коэффициента теплового расширения по

радиусу в ~ 2 раза ($n = \alpha(b)/\alpha(a) \approx 2$). В этом случае в 2 раза уменьшается амплитуда радиальных напряжений, а также сужается область действия и значительно снижается интенсивность растягивающих окружающих термических напряжений.

Следует отметить, что экономия в результате повышения срока службы таблеток и твэлов должна значительно превысить расходы на модернизацию технологии. Наряду с этим необходимо оценить влияние уменьшения размера зерен диоксида урана на газовыделение и давление внутри твэла.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, грант 11-08-00105.

Литература

1. Song K., Kim K., Kang K., Jung Y. Grain size control of UO₂ pellets by adding heat-treated U₃O₈ particles to UO₂ powder. – Journal of Nuclear Materials, 2003, v.317, p. 204–211.
2. Yang J.H., Song K.W., Lee Y.W., et al. Microwave process for sintering of uranium dioxide. – Journal of Nuclear Materials. 2004, v. 325, p. 210–216.
3. Гусев А. И. Нанокристаллические материалы: методы получения и свойства. Екатеринбург: УрО РАН, 1998. с.53.
4. Крынецкий И.Б., Гижевский Б.А., Наумов С.В., Козлов Е.А. Размерный эффект теплового расширения наноструктурного оксида меди. – ФТТ, 2008, том 50, выпуск 4, с.723-725.
5. Zhao Y., Zhang K., Lu K. Structure characteristics of nanocrystalline element selenium with different grain sizes. – Phys. Rev. B., 1997, v. 56, p. 14322–14329.
6. M.L. Sui, K. Lu. Thermal expansion behavior of nanocrystalline Ni-P alloys of different grain sizes. – Nanostr. Mater., 1995, v.6, p.651-654.
7. Победра Б.Е. Численные методы в теории упругости и пластичности. М., Изд-во МГУ, 1995. 336с.
8. Биргер И.А., Мавлютов Р.Р. Сопrotивление материалов. М.: Наука, 1986. 560с.
9. Карслоу Г., Егер Д. Теплопроводность твердых тел. М.: Наука, 1964.

МЕХАНИЧЕСКИЕ И МАГНИТНЫЕ ГИСТЕРЕЗИСНЫЕ СВОЙСТВА ПОРОШКОВЫХ ПОСТОЯННЫХ МАГНИТОВ ИЗ МАГНИТОТВЕРДЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Fe-(22-25)Cr-15Co

Алымов М.И., Миляев И.М., Юсупов В.С., Анкудинов А.Б., Зеленский В.А., Миляев А.И.

Россия, Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН, e-mail: zelensky55@bk.ru

MECHANICAL AND MAGNETIC HYSTERESIS PROPERTIES OF SINTERED PERMANENT MAGNETS OF HARD MAGNETIC ALLOYS Fe-(22-25)Cr-15Co

Alymov M.I., Milyaev I.M., Yusupov V.S., Ankudinov A.B., Zelensky V.A., Milyaev A.I.

Russia, Baykov Institute of Metallurgy and Material Science RAS, e-mail: zelensky55@bk.ru

Studying of mechanical and magnetic hysteresis properties of industrial hard magnetic alloys Fe-(22-25)Cr-15Co depending on temperature and time of sintering is lead/ Studying effect of Mo and Si on magnetic hysteresis properties of these alloys is lead also. It is shown that sintered permanent magnets on mechanical and magnetic hysteresis properties practically do not concede to the permanent magnets received from bar-rolled of same alloys. Yielding of alloy 25X15K in high coercivity state $\sigma_{0,2}^{comp} = 1095$ MPa; $B_r = 1,20$ T, $H_{CB} = 44,5$ kA/m, $(BH)_{max} = 36,0$ kJ/m³.

Деформируемые магнитотвёрдые материалы системы Fe-Cr-Co (ГОСТ 24897-81) используют главным образом для производства малогабаритных постоянных магнитов (ПМ), формообразование которых удобно проводить классическими методами обработки металлов давлением (прокаткой,

штамповкой, вырубкой и т.д.) из сортового проката, поставляемого заводами металлургической промышленности.

Однако производство малогабаритных ПМ из магнитотвёрдых FeCrCo сплавов методами обработки металлов давлением (прокаткой, вырубкой, штамповкой и т.д.) требует наличия большого количества специализированного оборудования, которое не всегда имеется в наличии на специализированных предприятиях, выпускающих ПМ. Как правило, на этих предприятиях имеется оборудование для производства ПМ методами порошковой металлургии (при производстве ПМ из магнитотвёрдых ферритов, сплавов на основе редкоземельных соединений $Nd_2Fe_{14}B$, $SmCo_5$, Sm_2Co_{17} и др.), которое можно использовать и для производства ПМ из магнитотвёрдых FeCrCo сплавов, что позволит уменьшить расход материальных и трудовых ресурсов.

Для приготовления порошковых образцов использовали элементарные порошки железа марки ПЖРВ (ГОСТ 9849-86), хрома марки ПХЕ-1 и кобальта марки ПК-1У. Смешивание исходных порошков проводили в турбулентном смесителе С 2.0, прессование – на ручном прессе в разъемной матрице диаметром 13,6 мм при давлении 600 МПа, спекание – в вакуумной шахтной печи СШВ – 1,25/24 – И1 в вакууме 10^{-2} Па. Сырые прессовки образцов имели плотность 77,9 – 80,0 %. Для изучения влияния легирующих добавок кремния и молибдена на магнитные гистерезисные свойства сплава базового состава (в масс. %) Fe – 22Cr – 15Co – 1Ti их вводили в шихту сверх 100 %. Магнитные гистерезисные свойства измеряли на гистерезисграфе Permagraph L. Оптимизацию магнитных гистерезисных свойств сплава 22X15K базового состава проводили методом планирования эксперимента. Обработку результатов оптимизации осуществляли с помощью пакета программ Statgraphics Plus 5.1. Матрицу планирования эксперимента выбирали в виде композиционного плана 2^2 плюс звёздные точки, где факторами оптимизации служили остаточная индукция B_r , коэрцитивная сила $H_{св}$ и максимальное энергетическое произведение $(BH)_{макс.}$, а переменными были температура и время спекания. Термообработку спечённых порошковых образцов проводили по режиму: закалка от $1300^{\circ}C$ в воде, нагрев до температуры $720-730^{\circ}C$, выдержка в течение 3 – 5 минут, охлаждение в магнитном поле до $620^{\circ}C$ со скоростью $180^{\circ}C/час$ и охлаждение от 620 до $500^{\circ}C$ со скоростью $8^{\circ}C/час$ без магнитного поля. Всю термообработку, включая термомагнитную, проводили в лабораторной установке с панцирным электромагнитом, обеспечивавшем напряжённость магнитного поля $H = 320$ кА/м. Образцы диаметром 8 мм и высотой 20 мм, выточенные из порошковых магнитов, использовали для определения механических свойств исследуемых сплавов на сжатие. Испытания на сжатие проводили на машине фирмы Instron.

В таблице 1 приведены результаты магнитных гистерезисных свойств порошкового сплава 22X15KA, полученные методом планирования эксперимента. В качестве нулевого уровня эксперимента принимали температуру спекания $1400^{\circ}C$ (0), время спекания 3,0 часа (0). Изменение температуры спекания $\pm 30^{\circ}C$ (+1, -1), изменение времени спекания ± 1 час (+1, -1).

Таблица 1. Планирование второго порядка при изучении магнитных гистерезисных свойств (B_r , $H_{св}$, $(BH)_{макс.}$) сплава 22X15KA.

Номер опыта	Температура спекания (фактор А) $^{\circ}C$	Время спекания (фактор В) час	B_r Тл	$H_{св}$ кА/м	$(BH)_{макс.}$ кДж/м ³
1	1400 (0)	4,4 (1,41)	1,34	44,6	31,8
2	1430 (+1)	2,0 (-1)	1,35	45,1	32,9
3	1370 (-1)	2,0 (-1)	0,41	35,6	4,2
4	1442 (1,41)	3,0 (0)	1,34	46,5	33,8
5	1400 (0)	3,0 (0)	1,38	49,5	37,8
6	1430 (+1)	4,0 (+1)	1,35	39,6	25,7
7	1358 (-1,41)	3,0 (0)	0,62	39,1	7,5
8	1400 (0)	3,0 (0)	1,38	46,2	38,3
9	1370 (-1)	4,0 (+1)	1,06	40,9	19,5
10	1400 (0)	1,6 (-1,41)	1,34	45,0	33,9

Уравнения регрессии для B_r (1), $H_{св}$ (2) и $(BH)_{макс.}$ (3) имеют следующий вид:

$$B_r = 1,38 + 0,3A + 0,01B - 0,2AA - 0,2AB - 0,01BB \quad (1)$$

$$H_{св} = 47,8 + 2,3A - 0,1B - 3,4 AA - 2,7AB - 2,4BB \quad (2)$$

$$(BH)_{\text{макс.}} = 37,8 + 9,0A + 0,6B - 10,1 AA - 5,6AB - 4,1BB \quad (3)$$

На рис. 1 приведены сечения поверхностей отклика магнитных гистерезисных свойств порошкового сплава 22X15K.

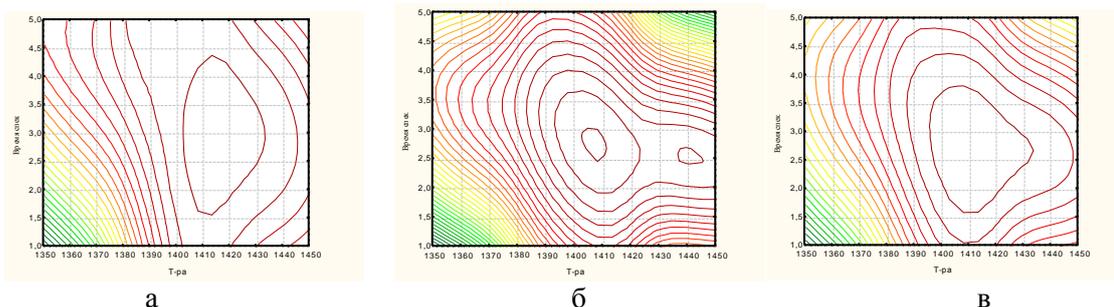


Рис. 1. Сечения поверхностей отклика остаточной индукции B_r (а), коэрцитивной силы $H_{св}$ (б) и максимального энергетического произведения $(BH)_{\text{макс.}}$ (в).

Результаты испытаний на сжатие образцов порошкового сплава 25X5K после закалки показали $\sigma_{0,2}^{\text{сж.}} = 580$ МПа; $\sigma_B^{\text{сж.}} = 1935$ МПа и $\varepsilon = 54,4$ %; в высококоэрцитивном состоянии $\sigma_{0,2}^{\text{сж.}} = 1095$ МПа; $\sigma_B^{\text{сж.}} = 1600$ МПа и $\varepsilon = 33,3$ %. Для сравнения: у образца этого же сплава, но полученного из сортового проката, в высококоэрцитивном состоянии $\sigma_{0,2}^{\text{сж.}} = 1095$ МПа; $\sigma_B^{\text{сж.}} = 1620$ МПа и $\varepsilon = 40,6$ %.

Выводы.

1. Методами порошковой металлургии получены из элементарных порошков постоянные магниты сплава 22X15KA плотностью 95-96 % с максимальным энергетическим произведением $(BH)_{\text{макс.}} = 38$ кДж/м³ при остаточной индукции $B_r = 1,38$ Тл (13800 Гс), коэрцитивной силе $H_{св} = 46$ кА/м (580 Э).
2. Определён оптимальный режим спекания компактированных пресовок порошковых постоянных магнитов сплава 22X15KA: спекание в вакууме при 1405 – 1415⁰С в течение 2,5 – 3 часов.
3. Легирование сплава 22X15KA 1 масс. % Si увеличивает выпуклость кривой размагничивания и повышает $(BH)_{\text{макс.}}$ до 44 кДж/м³ (5,5 МГс·Э).
4. Получены уравнения регрессии для магнитных гистерезисных свойств порошкового сплава 22X15K.

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ВЫСОКОПРОЧНОЙ КЕРАМИКИ ИЗ ПЛАЗМОХИМИЧЕСКИХ НАНОСТРУКТУРНЫХ ПОРОШКОВ НА ОСНОВЕ Al_2O_3

Андреец С.П., Погребенков В.М., Ушакова Т.В.

Россия. Национальный исследовательский Томский политехнический университет
t_v_u@mail.ru

TECHNOLOGY FABRICATING DESIGN OF HIGH-STRONG CERAMICS FROM PLAZMOCHEMICAL NANOSTRUCTURE POWDERS ON THE BASE OF Al_2O_3 .

Andriets S.P., Pogrebenkov V.M., Ushakova T.V.

The questions connected with physic-chemical properties, structure of plazmo-chemical powders on the basis of Al_2O_3 and technology of reception of ceramic compacts production from them are considered. It is shown that the method of plazmo-chemical powders hot-pressing allows to receive the high density ceramic compacts showing high operational characteristics. The basic technological principles of plazmo-chemical powders preparation for hot-pressing are formulated.

Современные потребности развития перспективных отраслей техники стимулируют поиск путей создания новых материалов с улучшенными эксплуатационными характеристиками. К таким

материалам относятся керамические материалы на основе высокодисперсных порошков, особенно имеющих наноразмерную структуру [1].

В ОАО "СХК" разработаны способы плазмохимического синтеза порошков из водных растворов солей, позволяющие получать высокодисперсные наноструктурированные порошки высокой чистоты различного состава, с равномерным распределением компонентов в многокомпонентных системах, отвечающие по многим параметрам современным требованиям, предъявляемым к исходному материалу, для изготовления высокопрочной керамики [2]. В тоже время, высокая удельная поверхность и морфология плазмохимических порошков непосредственно после синтеза, обуславливают трудности в методах их формования.

Целью настоящей работы являлись: исследование возможностей метода формования плазмохимических наноструктурных порошков на основе Al_2O_3 (ПХП), горячим прессованием (ГП) в технологии получения из них высокопрочной керамики.

Морфология исходного ПХП для процесса прессования не является благоприятным. ПХП оксида алюминия является большой разброс частиц как по размерам (от долей до десятков микрометров), так и по форме (от агрегатов глобул до частиц правильной формы). Средний размер частиц по данным РЭМ составляет 3-5 мкм. Большинство частиц при этом представляют собой полые оболочки «пенообразного» вида с толщиной стенки глобул до 10 нм. При сравнимом размере, поверхность частиц ПХП Al_2O_3 с добавкой MgO , имеет более развитый рельеф (рис.1-5).

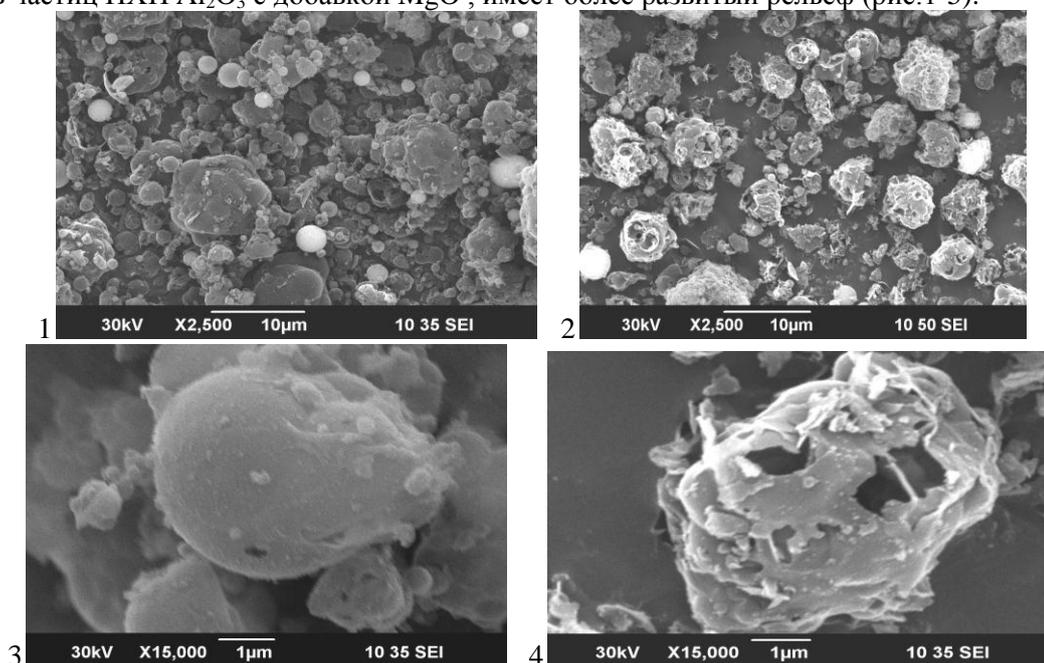


Рис. 1-5 РЭМ-изображения частиц исследуемых порошков: 1, 3 – Al_2O_3 ; 2, 4 - Al_2O_3 - MgO .

Порошки имеют высокую дисперсность и низкую насыпную плотность. Площадь удельной поверхности ПХП составляет $40 \text{ м}^2/\text{г}$ и более. По данным РСА в ПХП после синтеза присутствуют три кристаллические модификации: γ - Al_2O_3 (ASTM 29-63), δ - Al_2O_3 (ASTM 16-394) и α - Al_2O_3 (ASTM 10-173) [3].

Спекание ПХП проводили на узле ГП, разработанном ОГК ОАО "СХК", с использованием графитовых матриц. Основным компонентом узла является специальный гидравлический пресс производства Невьянского механического завода – СГУ160 усилием 1600 кН.

Установлено, что компакты, полученные горячим прессованием неподготовленного ПХП при проведении процесса прессования в течение одной рабочей смены (7-8 часов) растрескиваются, а плотность спеченного материала не превышает 80-90% от теоретической плотности. Горячее прессование с использованием только ПХП, прокаленного при температуре $1150 \div 1200^\circ\text{C}$, позволило получить высокоплотные и однородные по структуре компакты. После обработки прокаленного ПХП в вибрационной шаровой мельница (типа СМВ-0,005), увеличилась структурная однородность спекаемых компактов, но не удалось получить высокую относительную плотность (более 80-85%).

Лучший результат для состава ПХП $\text{Al}_2\text{O}_3+1,5\%\text{MgO}$ получен при его сухой обработке на ВШМ с добавлением порошка поливинилового спирта, что позволило получить компакт с кажущейся плотностью $3,87 \text{ г/см}^3$ и относительной плотностью 96,8%.

При введении в ПХП состава $\text{Al}_2\text{O}_3+1,5\%\text{MgO}$ после низкотемпературного отжига добавки ПХП состава $0,76\text{ZrO}_2-0,2\text{Al}_2\text{O}_3-0,04\text{Y}_2\text{O}_3$ получены образцы с кажущейся плотностью $3,91\text{г/см}^3$; относительной плотностью 97%, пределом прочности при статическом изгибе 710,5 МПа, которые успешно прошли оценку работоспособности в составе броневых преград 6а класса защиты в НИИ Стали (г. Москва), предотвратив поражение подложки при попадании пули встык при скорости 823 м/с. Для ПХП без добавки при тех же условиях эксперимента относительная плотность образцов составила 92,5%..

Процедура растворения ПХП на основе 80% $\text{Al}_2\text{O}_3+20\%$ ($\text{ZrO}_2 + \text{Y}_2\text{O}_3$) в растворе поливинилового спирта с последующим перемешиванием, сушкой, обжигом при 1200°C и измельчением в ВШМ позволили получить методом ГП керамические компакты с относительной плотностью 98,5-99%.

При введении 0,3% масс. нанодисперсного углерода, полученного из метана в СВЧ-разряде, в обработанный низкотемпературным обжигом ПХП Al_2O_3 с 20% добавкой необработанного ПХП состава ($\text{ZrO}_2 + \text{Y}_2\text{O}_3$) перед обработкой в ВШМ материал спеченного компакта имел очень высокую относительную плотность (99,6%) и высокое значение прочности на изгиб по одной из осей образца (900 МПа). Обжиг данного порошка при подготовке к горячему прессованию проводили при температуре 1200°C .

Разработаны основные технологические принципы получения высокопрочных керамических компактов (изделий) методом ГП:

1. подготовка ПХП к горячему прессованию (оптимизация морфологического и фазового состава путем термообработки ПХП при температуре $1100\div 1200^\circ\text{C}$; обработка обожженного ПХП в шариковом вибросмесителе; смешение обожженного ПХП с исходным (необожженным) ПХП, совмещенное с процессе механоактивации смеси;

2. ГП подготовленных ПХП в оптимизированном режиме (по скорости нагрева, значениям давления прессования, значениям и длительности термического воздействия).

Следует отметить, что технологические режимы подлежат корректировке в зависимости от условий получения ПХП в плазмохимическом реакторе и требуемых характеристик изготавливаемых изделий.

Список литературы:

1. А.С. Кайгородов. Исследование физических свойств оксидных керамик, получаемых из слабо агрегирующих нанопорошков с использованием магнито-импульсного прессования. Автореферат диссертации на соискание ученой степени кандидата физико-математических наук. На правах рукописи. Екатеринбург 2009.
2. С.П. Андриец, Н.В. Дедов, Э.М. Кутявин и др. Структура и свойства плазмохимических порошков оксида алюминия. // Известия вузов. Цветная металлургия, 2008, №3, с. 64-70.
3. С.П. Андриец, П.В. Королёв, Н.В. Дедов, Т.В. Ушакова. Наноструктурные порошки Al_2O_3 и $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-MgO}$, синтезированные плазмохимическим способом // Труды научно-практической конференции “Современные керамические материалы и их применение -2010”. 13-14 мая 2010г. – Новосибирск: Изд-во “Сибпринт”, 2010, с.84-85.

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ НАНОСТРУКТУРНЫХ ПОРОШКОВ НА ОСНОВЕ ОКСИДА ЦИРКОНИЯ

Антипов В.И.¹, Виноградов Л.В.¹, Колмаков А.Г.¹, Галахов А.В.¹, Баранов Е.Е.¹, Хейфец М.Л.²,
Клименко С.А.³, Салько А.Е.⁴

1- Россия, ИМЕТ РАН, , 2- Беларусь, ГНПО «Центр» НАН, 3- Украина, ИСМ им. В.Н. Бакуля НАН,
4– НИФХИ им. П.Я. Карпова, kolmakov@imet.ac.ru

TECHNOLOGICAL FEATURES PRODUCTION OF NANOSTRUCTURED POWDERS OF ZIRCONIUM OXIDE

Antipov V.I., Vinogradov L.V., Kolmakov A.G., Galahov A.V., Baranov E.E., Heifez M.L., Klimenko S.A.,
Salko A.E.

В настоящее время существует насущная потребность в разработке новых типов наполнителей, инертных к воздействию окислительной среды и не ухудшающие триботехнические характеристики композиционных материалов. Используемые для этой цели порошки оксидов (SiO_2 , CaO , Al_2O_3) вызывают повышенное абразивное воздействие, обусловленное грубой морфологией порошковых частиц. Кроме того, известные методы получения нанопорошковых наполнителей для композитов сопровождаются образованием в порошковой массе крайне неоднородной агломератной структуры, которую не удается разрушить известными современными методами измельчения и диспергирования. Поэтому при создании композита возникают существенные проблемы с формированием однородной структуры по объёму материала. Одним из перспективных путей преодоления указанных негативных явлений является использование технологии синтеза наноструктурированных порошков, основанной на пиролизе катионсодержащих аэрозолей в газовых потоках. Данный метод обеспечивает получение сферических субмикронных порошковых частиц с различной, в том числе и нанозернистой структурой и малым разбросом их по диаметру. Аэрозольные порошки не склонны к последующей агломерации, что облегчает их равномерное диспергирование в объёме композиционного материала.

Среди армирующих керамических наполнителей для композитов наибольшей популярностью, благодаря высоким значениям прочности и вязкости разрушения, пользуется керамика из тетрагонального ZrO_2 . Мелкозернистая структура в тетрагональной ZrO_2 (средний размер частиц не свыше 0,4 мкм) реализуется благодаря применению в качестве исходного сырья ультрадисперсных порошков.

Из литературы известно несколько вариантов получения порошков ZrO_2 путем распылительного пиролиза [1-4]. Однако они имеют недостатки: либо порошки имеют крупные частицы, либо порошок получается полностью или частично аморфным и требует дополнительного отжига при 900 °С, что негативно влияет на наноструктуру.

В ИМЕТ РАН была разработана новая технология получения оксидных неагломерированных керамических порошков, основанная на ультразвуковом пиролизе [5-7]. Созданная установка оснащена ультразвуковым генератором аэрозолей с рабочей частотой 400 МГц и позволяет поддерживать в рабочей зоне реактора температуру, обеспечивающую полную кристаллизацию порошковых частиц. Температура определена в результате комплексных исследований и составляет от 1000 до 1300 °С. Исходные минеральные соли для приготовления рабочих растворов были химически чистыми. В процессе исследований было обнаружено, что на получение аэрозольных порошков « $\text{ZrO}_2 - 3$ мольных % Y_2O_3 » с необходимыми свойствами существенное влияние оказывает время нахождения аэрозоля в горячей зоне реактора, регулируемое скоростью подачи аэрозоля. При чрезмерно высокой скорости потока (свыше 10 м/сек) собираемые порошки были только частично кристаллическими, и в основном представляли собой рыхлые агломераты аморфных частиц, т.е. требовали дополнительной термообработки. При слишком малой скорости прохождения частиц через горячую зону реактора (менее 1 м/сек) успевала происходить полная рекристаллизация частиц, и они превращались в монокристалльные. Поэтому основное отличие созданной установки состоит в более высокой температуре горячей зоны в реакторе и выдержке оптимального времени синтеза (размер реактора и скорость подачи аэрозоля). Для повышения производительности процесса был разработан

и собран уникальный электростатический уловитель тонкодисперсного порошка, в котором роль одного из электродов выполняет дистиллированная вода. Поступающий по спиралеобразной траектории поток частиц попадает в зону сильного электростатического поля, которое вынуждает их осажаться на поверхность воды. Это технологическое решение обеспечило практически стопроцентный сбор синтезируемого порошка.

Частицы получаемого наноструктурного порошка имеют практически идеальную сферическую форму и узкий гранулометрический состав (см. рис. 1). За счет управления технологическими параметрами можно регулировать средний размер частиц в пределах от 0,3 до 2 мкм. Частицы порошка представляет собой плотный агломерат сферической формы, образованный из множества наноразмерных частичек (см. рис.2). По рентгенографической оценке размер этих наночастиц близок к 30 нм.

Таким образом, были созданы высокоэффективные износостойкие наноструктурные порошковые армирующие наполнители со сферической морфологией частиц для упрочнения композиционных материалов с металлической, керамической или полимерной матрицами, предназначенных для узлов трения, работающих в экстремальных условиях, и инструментах нового поколения, а также разработана технология их получения.

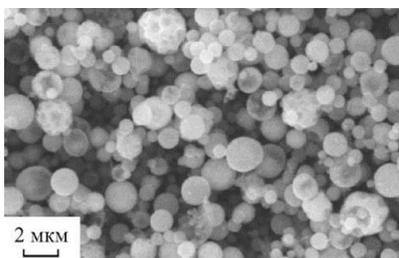


Рис.1. Порошок « $ZrO_2 - 3$ мольных % Y_2O_3 ».

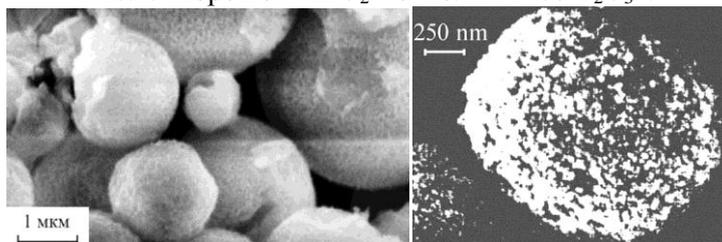


Рис.2. Внутренняя структура порошка, состоящая из множества наноразмерных сферических частичек: а) РЭМ, б) ПЭМ.

Исследования проводились при поддержке РФФИ (09-03-01063-а, 10-08-90015-Бел_а, РФФИ, 11-08-90415-Укр_ф_а) и Программы Президиума РАН П-18.

1. M.J.Rathner Industrial production of multicomponent ceramic powders (metal oxides) by mean of the spray roasting technique// in Ceramic powders, Ed.P.Vincenzini, Elsevier, Amsterdam, 1983, P.515-531.
2. H.Ishizawa, O.Sakurai, N.Mizutani, M.Kato. Homogeneous Y_2O_3 -stabilized ZrO_2 powders by spray pyrolysis method// Amer.Ceram.Soc.Bull., 1986. 65. 10. P.1399-1404.
3. S.-C.Zhang, G.L.Messing. Synthesis of solid, spherical zirconia particles by spray pyrolysis// J.Amer.Ceram.Soc., 1990. 73. 1. P.61-67.
4. B.Dubois, D.Ruffier, Ph.Odier. Preparation of fine, spherical yttria-stabilized zirconia by spray-pyrolysis// J.Amer.Ceram.Soc., 1989. 72. 4. P.713-715.
5. Галахов А.В., Виноградов Л.В., Антипов В.И., Колмаков А.Г., Баранов Е. Е., Лазарев Э.М., Аладьев Н.А., Гордеев А.С., Гуреев К.П. Морфология наноструктурированных аэрозольных порошков алюмоиттриевого граната// Тезисы докладов Третьей всероссийской конференции по наноматериалам НАНО 2009. г. Екатеринбург, 20-24 апреля 2009 г.. – Екатеринбург: Уральское изд-во.- 800 С., С.422.
6. Галахов А. В., Виноградов Л. В., Антипов В. И., Колмаков А. Г., Баранов Е. Е., Лазарев Э. М., Гордеев А. С., Аладьев Н. А., Мухина Ю. Э. Наноструктурированные аэрозольные порошки

алюмоиттриевого граната для лазерной поликристаллической керамики// Перспективные материалы, 2009. №3. С.33-37.

7. Антипов В.И., Галахов А.В., Виноградов Л.В., Колмаков А.Г., Баранов Е.Е., Лазарев Э.М., Аладьев Н.А., Мухина Ю.Э. Трансформационно-упрочнённая $ZrO_2 - CeO_2$ керамика на основе порошков синтезированных методом ультразвукового распылительного пиролиза// Перспективные материалы, 2011. №1. С.53-57.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ НА СТРУКТУРУ И ФИЗИКО- МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНО- И УЛЬТРАДИСПЕРСНЫХ КЕРАМИК НА ОСНОВЕ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ

Болдин М.С., Сахаров Н.В., Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н.

*Россия, Научно-исследовательский физико-технический институт ГОУ ВПО «Нижегородский
государственный университет им. Н.И. Лобачевского»
boldin@nifti.unn.ru, nokhrin@nifti.unn.ru*

STUDY ON ALUMINA CERAMICS PROPERTIES AND MICROSTRUCTURE DURING SPARK PLASMA SINTERING

A new Spark Plasma Sintering (SPS) technology for high-density materials (metals, ceramics, composites) manufacturing is discussed. Properties of alumina ceramics dependently on sintering parameters (heating and cooling rate, sintering temperature and pressure, holding time) are investigated.

Традиционными методами получения керамик на основе оксида алюминия являются свободное спекание (без приложения внешнего давления) и горячее прессование. Однако использование традиционных технологий не позволяет обеспечивать формирование однородной нанодисперсной структуры. Использование малых скоростей нагрева и необходимость длительной изотермической выдержки при повышенной температуре спекания приводит к формированию относительно крупнозернистой (ультрадисперсной и зачастую неоднородной) структуры и, как следствие, снижению прочностных и эксплуатационных свойств, присущих однородной нанодисперсной структуре.

Использование технологии электроимпульсного плазменного спекания (ЭИПС) (в иностранной литературе используется термин «Spark Plasma Sintering», SPS) позволят получать высокоплотную нано- и ультрадисперсную керамику на основе оксида алюминия. Основная идея метода ЭИПС стоит в высокоскоростном (до 2000 °С/мин) нагреве порошкового материала в вакууме или инертной среде, путем пропускания импульсного тока (сила тока 5000 А, длительность импульса 3.3 мс) через пресс-форму с одновременным приложением давления (до 100 МПа).

В работе обсуждаются перспективы использования технологии электроимпульсного плазменного спекания для формирования высокоплотной нано- и ультрадисперсной структуры в конструкционных и многофункциональных металлах, композитах и керамиках. Проведены исследования влияния режимов спекания (скорости нагрева и охлаждения; температуры и длительности изотермической выдержки; величины приложенного давления; инертной среды) на физико-механические свойства нано- и ультрадисперсных керамик на основе оксида алюминия.

Показано, что ключевым аспектом в процессе спекания методом ЭИПС является возможность обеспечения очень высокой скорости нагрева образцов, при которой принципиальное значение приобретают аспекты, связанные с неравновесностью: это и неравновесные и нестационарные тепловые и электрические поля, и неравновесное состояние основных элементов дефектной структуры (вакансий, межзеренных и межфазных границ).

Авторы выражают признательность за поддержку ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 гг (ГК № П1232).

ПОРОШОК СПЛАВА Co-Cr-Al-Y-Si И ТЕХНОЛОГИЯ ЕГО ПОЛУЧЕНИЯ

Василега О.П.

Украина, Киев, 03680 Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича
НАН Украины, ул. Кржижановского 3, e-mail: vol4ik2007@meta.ua

ALLOY POWDER Co-Cr-Al-Y-Si AND TECHNOLOGY ITS OBTAINING

Vasilega O.P.

Frantsevich Institute for Problems of Materials Science of NASU,
3 Krzhyzhanovskogo Str., Kiev, 03680, Ukraine, e-mail: vol4ik2007@meta.ua

Information about modern method of obtaining alloy powder CoCrAlYSi. Technology of obtaining alloy powder (Co-bal, Cr-22-26 wt.%, Al-10-13 wt.%, Y-0,3-0,4 wt.%, Si-1,8-4 wt.%) was developed in IPM NAS Ukraine co-operative with SPE "Eltehmarsh" are considered.

На сегодняшний день порошки сплавов Co-Cr-Al-Y-Si в основном получают методом распыления (атомизации). Как известно содержание кислорода в порошках и покрытиях из них зависит от химического состава и размера частиц порошка. Чем меньше размер частиц порошка, тем они быстрее окисляются. Полученные методом распыления порошки содержат небольшое количество примесей внедрения (O₂, N₂) до 2 % мас. [1-3]. Наличие примесей внедрения в покрытии является нежелательным, поскольку они образуют оксиды и нитриды, которые снижают коррозионную стойкость этих покрытий. Порошок сплава Co-Cr-Al-Y-Si производства компании Praxair (USA) имеет характерную для распыления округлую форму представлен на рис. 1.

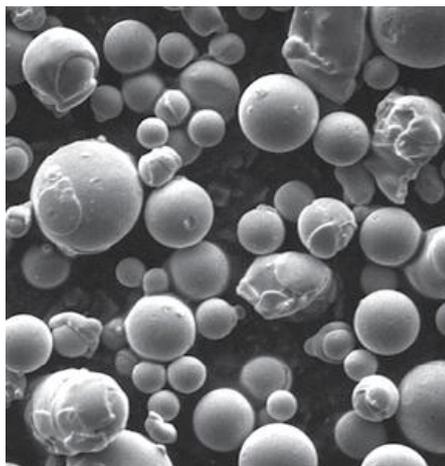


Рисунок 1. – Порошок сплава Co-Cr-Al-Y-Si полученный методом распыления производства компании Praxair (USA).

С целью уменьшения количества примесей внедрения и энергозатрат по производству порошка сплава Co-Cr-Al-Y-Si была разработана новая технология его получения. Общими усилиями Института проблем материаловедения им. И. Н. Францевича и НВП «Элтехмаш» (Украина) была осуществлена технология получения порошка сплава Co-Cr-Al-Y-Si (Co-основа, Cr-22-26 % мас., Al-10-13 % мас., Y-0,3-0,4 % мас., Si-1,8-4 % мас.). Процесс получения такого порошка происходит в несколько этапов. Подробнее рассмотрим каждый из них.

На первом этапе методом электронно-лучевого переплава на предприятии НВП «Элтехмаш» получают слитки и слябы.

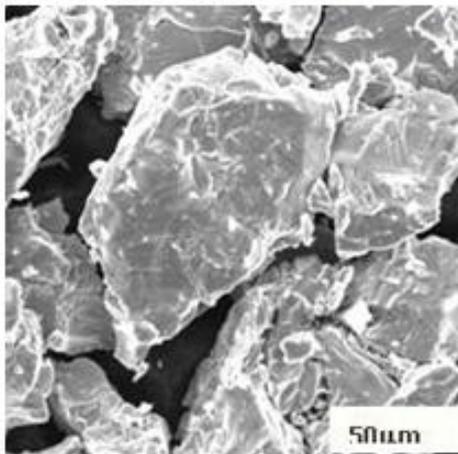
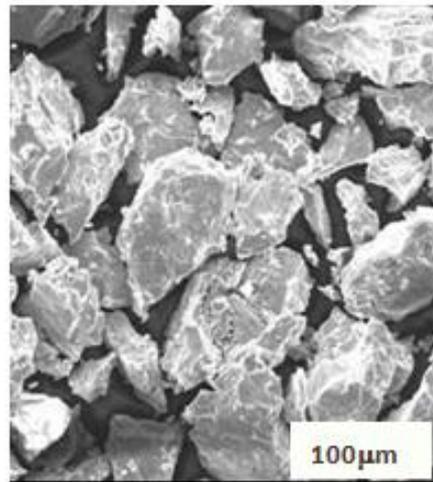
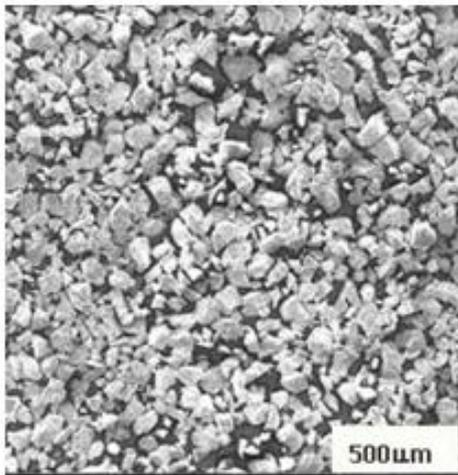


Рисунок 2. – Порошок сплава Co-Cr-Al-Y-Si полученный в ИПМ НАН Украины совместно с НВП «Элтехмаш».

На втором этапе полученные электронно-лучевой плавкой слитки и слябы поддаются дроблению на гидравлическом прессе П472Б обеспечивающим номинальное усилие 63 т, в полости обоймы, заполненной дробящимся материалом, под действием пуансона 100 мм развивается давление до 8 МПа. Такого давления вполне достаточно для эффективного разрушения материала. В зависимости от исходных размеров кусков за один ход плунжера пресса обеспечивается выход кусков материала размером менее 10 – 12 мм до 60 – 70 %, которые на прессе уже не измельчаются.

На третьем этапе кусковой материал, который уже не измельчается на прессе поддавали дроблению прокаткой на лентопротяжном стане. В процессе нескольких стадий прокатки получали порошок двух фракций – 40 + 100 мкм и – 40 мкм. Порошок фракции менее 40 мкм идет на последующий электронно-лучевой переплав, поскольку технология представляет собой замкнутый цикл, а порошок фракции от 40 до 100 (рис.2) мкм идет на последующее напыление плазменным методом лопаток газотурбинных двигателей. Как видно из рис.2, порошок полученный по приведенной выше технологии имеет оскольчатую форму, что характерно для порошков полученных методами измельчения.

Были проведены предварительные расчеты энергозатрат на получение 1 кг такого порошка, описанным выше методом, и они составили 8 кВт/кг, что в несколько раз ниже, чем энергозатраты на получение такого же порошка методами распыления. Также был сделан химический анализ порошка и было определено что содержание примесей внедрения не превышает 0,9 % мас.

Как уже было сказано, порошок сплава Co-Cr-Al-Y-Si полученный при помощи описанной выше технологии, а именно: электронно-лучевого переплава с последующим дроблением на прессе и лентопротяжном стане по предварительным исследованиям хорошо себя зарекомендовал в качестве жаростойкого покрытия на лопатках ГТД.

1. Praxair. Powder solution coatings. [Электронный ресурс]: Справочник. Режим доступа: <http://www.praxair.com/termspray>.
2. Chang-Jiu Li, Wen-Ya Li. Self-strengthening of the adhesion of HVOF sprayed MeCrAlY coatings // Surface&Coatings technology. – 2001. - 145. – P. 31 – 41.
3. Chang-Jiu Li, Wen-Ya Li. Effect of sprayed powder particle size on the oxidation behavior of MeCrAlY materials during high velocity oxygen-fuel deposition // Surface&Coatings technology. – 2002. - 162. – P. 31 – 41.

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ ПОРОШКОВЫХ КОМПОЗИТОВ FeCuMo

Гетьман О.И., Радченко П.Я, Паничкина В.В., Подрезов Ю.Н., Скороход В.В.

Украина, Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины,
e-mail: getman@ipms.kiev.ua

STRENGTH AND PLASTICITY OF FeCuMo POWDER COMPOSITES

Getman O.I., Radchenko P.Ya., Panichkina V.V., Podrezov Ju.N., Skorokhod V.V.

The physical-mechanical properties and structure of sintered powder Fe-30%Cu-10%Mo composites were investigated. It was shown that the strength of the composites with Mo addition after tempering increased 20-30 % and the composites have the high level of plasticity.

При заданном химическом составе изменение структуры, существенно зависящей от выбора и оптимизации технологии получения композита, дает возможность улучшить механические свойства материала в широких пределах и добиться наиболее благоприятного их сочетания.

В работе исследованы физико-механические свойства и процессы фазо- и структурообразования при спекании и последующей термической обработке (ТО) композита Fe-30%Cu-10%Mo (Fe-25об%Cu-8,2об%Mo).

Известно, что с понижением температуры растворимость Cu и Mo в железе быстро уменьшается, что позволяет проводить ТО, - закалку и отпуск, - композитов. Диаграмма Fe-Cu-Mo неизвестна, но введение Mo, как правило, интенсифицирует диффузионное взаимодействие между металлами.

Образцы композитов были приготовлены прессованием и спеканием порошковой смеси, полученной методом механического легирования промышленных порошков исходных металлов. Спекание проводили в твердой фазе при 1000 °С (ТФС) и в присутствии жидкой фазы при 1130 °С (ЖФС) в водороде. Образцы после спекания подвергали закалке (1000 °С, 1ч) и отпуску (450 °С, 2 ч). Проведены металлографический и рентгенофазовый анализы образцов, определены их электросопротивление (ρ), твердость (НВ), а также прочность, удлинение и сужение при растяжении (σ_B , $\sigma_{0,2}$, δ , ψ).

Микроструктура образцов состоит в основном из двух фаз, - фазы на основе железа (далее фаза Fe) и фазы на основе меди (далее фаза Cu), последняя в виде тонких прослоек расположена по границам фазы Fe (рис.1а). Обе фазы являются твердыми растворами. В зернах фазы Fe после ТО видны выделения дисперсных частиц как результат распада твердых растворов (рис.1б, в). Об образовании твердых растворов свидетельствует сдвиг линий Cu и Fe в сторону меньших углов относительно их положения на эталонной дифрактограмме (рис.2). После отпуска образцов деления дублета линии (211) Fe не обнаружено, что характерно для фазового наклепа. Хотя линий Mo на дифрактограммах не зафиксировано, по данным металлографического анализа в структуре композитов сохраняется фаза с повышенным содержанием Mo (1,5-3,8об%), как результат неполного растворения частиц Mo. Пористость образцов была на уровне 0,2-1,3 %.

Измерения электросопротивления и твердости образцов показали, что закономерности распада пересыщенных твердых растворов меди в железе и железа в меди аналогичны закономерностям, наблюдаемым в стареющих системах (рис.3).

Способ спекания и его длительность определяют качество контактов между зернами, а также размер зерен фазы Fe. Поэтому изменения механических свойствах композитов после спекания и после ТО зависят от протекания диффузионных процессов и их фазового состава (таблица, рис.2).

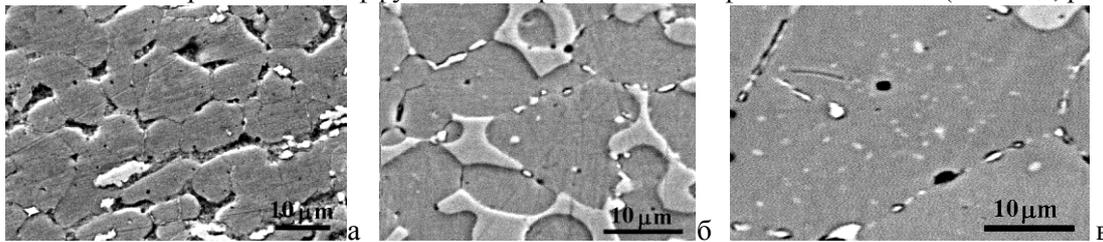


Рис. 1 Микроструктура композитов после ЖФС (а) и ТО (б, в). Время ЖФС, мин: а- 20, б- 10, в- 60.

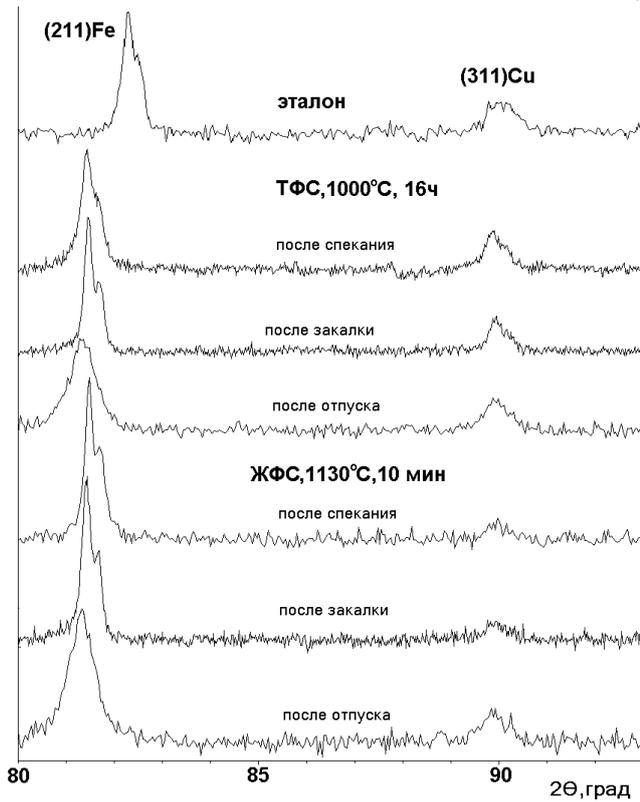


Рис. 2 Профили рентгеновских линий (211) Fe и (311) Cu образцов композитов после спекания, закалки и отпуска

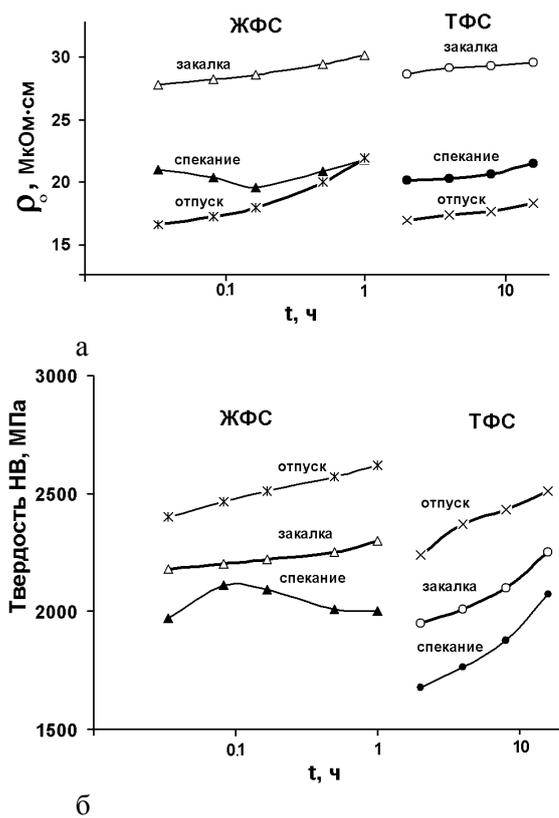


Рис.3 Зависимость электросопротивления и твердости композитов от времени ТФС и ЖФС, и после закалки и отпуска

Таблица - Предел прочности (σ_B), предел текучести ($\sigma_{0,2}$) удлинение (δ) и сужение (Ψ) образцов композитов и микроструктурные характеристики фаз на основе Fe и Cu.

Режимы спекания		σ_B , МПа		$\sigma_{0,2}$ МПа		δ , %		Ψ , %	микроструктурные характеристики композитов после ТО		
T, °C	t, ч	после спекания	после ТО	после спекания	после ТО	после спекания	после ТО	после оппуска	объемная доля фазы Fe, %	объемная доля фазы Cu, %	Средний размер зерен фазы Fe, мкм
1000	2	504	654	406	553	5,0	9,0	12,7	72,8	22,0	7,0
	4	548	672	465	562	6,9	11,6	18,6	73,7	21,5	8,1
	8	564	683	450	570	12,4	12,1	24,3	72,2	23,7	8,2
	16	580	694	449	551	13,8	12,4	25,9	71,9	24,8	9,8
1130	t, мин										
	2	618	675	520	574	6,4	4,3	6,1	66,1	29,7	6,3
	5	642	739	508	630	14,0	5,0	9,4	74,4	21,7	7,9
	10	636	752	500	652	18,0	8,2	12,5	75,5	19,9	8,1
	30	614	741	443	643	13,6	9,4	19,7	80,5	15,7	12,2
	60	577	738	471	635	4,2	8,8	16,6	78,8	17,9	12,3

Таким образом, после ТО прочность композитов повышается на 20-30 % за счет дисперсионного твердения при распаде пересыщенных твердых растворов железа и меди с сохранением высокого уровня пластичности, обусловленного добавкой Mo. Оптимальные значения предела прочности – 752 МПа, сужения - 12% и удлинения - 8% получены для композитов после ЖФС в течение 10 мин и последующей ТО.

ГАЗОВОЕ АЗОТИРОВАНИЕ НАНОПОРОШКОВ ЖЕЛЕЗА ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ВЫСОКОАЗОТИСТЫХ ПОРОШКОВЫХ СТАЛЕЙ

Гнедовец А.Г., Алымов М.И., Анкундинов А.Б., Зеленский В.А., Трегубова И.В., Тихомиров С.А.

Россия, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН
e-mail: agg@imet.ac.ru

GAS NITRIDING OF IRON NANOPOWDERS FOR PRODUCTION OF HIGH-NITROGEN POWDER STEELS

A.G. Gnedovets, M.I. Alymov, A.B. Ankundinov, V.A. Zelensky, I.V. Tregubova, S.A. Tikhomirov

Low-temperature gas-phase nitriding of nanostructured iron, including plastically-deformed surface layers and nanopowders, is studied intensively in recent years. Nitriding of iron nanopowder was conducted in a continuous two-stage process in the flow of gases H_2 and NH_3 at atmospheric pressure. As a precursor $Fe(OH)_3$ nanopowder (~40 nm) was used, which was reduced in hydrogen (210°C, 60 min.), and the synthesized iron powder was nitrided in ammonia (500°C, 10-240 min.). Depending on the processing regimes nanopowders of iron nitrides γ' - Fe_4N , ϵ - $Fe_{2,3}N$, ζ - Fe_2N were obtained. Complete nitriding of the Fe-nanopowder was reached after ~90 min. High-nitrogen steels with improved strength and corrosion-resistance properties can be produced from nitrogen-doped iron nanoparticles by powder metallurgy while saving expensive alloying elements (Ni, Mn, etc.).

Низкотемпературное газовое азотирование наноструктурированного железа, включая материалы с пластически-деформированным приповерхностным слоем¹ и нанопорошки², интенсивно

исследуется в последнее время. Методами порошковой металлургии из легированных наночастиц железа можно производить высокоазотистые стали³ с улучшенными прочностными и антикоррозионными характеристиками и одновременно экономить дорогие легирующие элементы (Ni, Mn и др.).

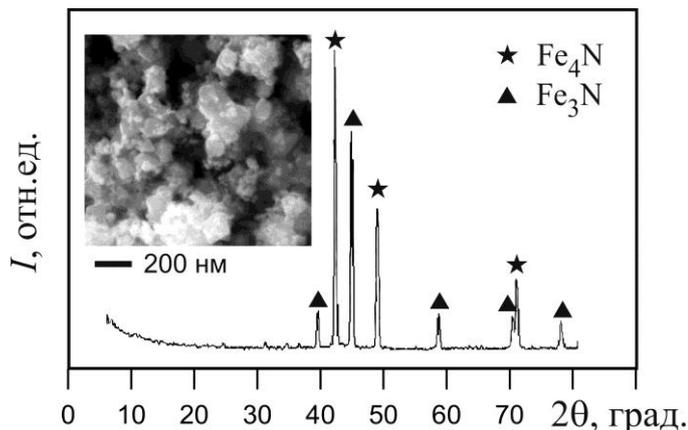


Рисунок 1. Рентгенограмма и РЭМ-изображение азотированного нанопорошка железа.

Азотирование проводилось в непрерывном двухстадийном процессе в потоке газов H₂ и NH₃ при атмосферном давлении. В качестве прекурсора использовался 30-50нм нанопорошок Fe(OH)₃, который восстанавливался в водороде (210°C, 60 мин.), а полученный порошок железа азотировался в аммиаке (500°C, 10-240 мин.). В зависимости от режимов обработки получены нанопорошки нитридов железа γ'-Fe₄N, ε-Fe₂₋₃N, ζ-Fe₂N (рис. 1). При 500°C полное азотирование нанопорошка достигалось через ~90 мин.

Литература

1. Tong W.P., Han Z., Wang L.M., Lu J. Surface & Coatings Technology, 2008, 202, 4957.
2. Kikkawa S., Kubota K., Takeda T. Journal of Alloys and Compounds, 2008, 449, 7.
3. Костина М.В., Банных О.А., Блинов В.М. Металловедение и терм. обраб. металлов, 2000, 12, 3.

Работа при финансовой поддержке РФФИ, проекты 11-08-00743-а. 11-03-01014-а

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ВЫСОКОВОЛЬТНОЙ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЙ КОНСОЛИДАЦИИ ПОРОШКОВ

Григорьев Е.Г.

Россия, Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», EGGrigoryev@MEPHI.RU

PLASTIC DEFORMATION REGULARITY IN HIGH VOLTAGE ELECTRIC PULSE CONSOLIDATION OF POWDERS

Grigoryev E.G.

Powder compaction kinetics is investigated in the electric pulse consolidation. Influence of thermal processes in interparticle contacts is studied on the regularities of powder consolidation.

В работе рассматривается процесс формирования высокоплотной мелкодисперсной структуры при высоковольтной электроимпульсной консолидации порошков металлов. Уникальные возможности электроимпульсных методов консолидации порошковых материалов отражены в возрастающем количестве публикаций. Широкий диапазон электрофизических параметров воздействия на порошок обуславливает многочисленность этих методов. К ним относятся: электроразрядное спекание (ЭРС), электроимпульсное спекание (ЭИС), развиваемые в странах СНГ. В дальнем зарубежье это: Spark Plasma Sintering (SPS), Field Assisted Sintering Technique (FAST), и

другие. Достоинства этих методов удается реализовать при оптимальных параметрах процесса, так как интенсивное электротепловое и механическое воздействие на порошковый материал может приводить к неустойчивости процесса консолидации, формированию неоднородной структуры материала а также к разрушению получаемого изделия и технологической оснастки. Важную роль в электроимпульсной консолидации играют нестационарные тепловые и деформационные процессы на межчастичных контактах порошкового материала. Электрическое сопротивление контактов зависит от свойств поверхностных пленок на частицах, прикладываемого к ним давления и параметров импульсов тока. Высокое напряжение, приложенное вначале процесса консолидации, осуществляет пробой поверхностных оксидных пленок по всему объему образца. Мощность источников джоулева нагрева в межчастичных контактах определяется значениями контактных сопротивлений. Действие более мощных источников приводит к локальному плавлению межчастичных контактов и последующей высокоскоростной кристаллизации расплава (рис. 1). Источники менее мощные вызывают интенсивную пластическую деформацию в контактных областях (рис. 2).

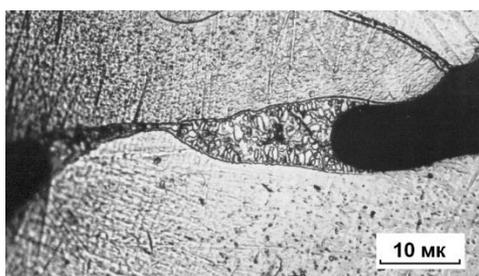


Рис. 1 Контакт частиц Мо с образованием расплава.

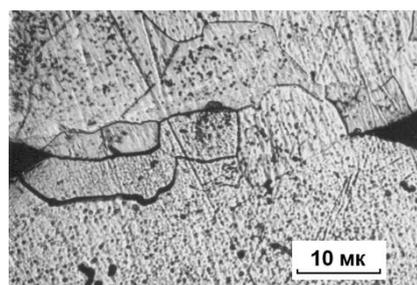


Рис. 2 Контакт частиц Мо при пластической деформации.

Экспериментальное исследование высоковольтной электроимпульсной консолидации позволило установить основные закономерности протекающих процессов в порошковом материале. Импульс тока, проходящий через порошковую заготовку и пуансоны, интенсивно разогревает только порошковый материал без значительного разогрева пуансонов. Это обусловлено тем, что удельное электрическое сопротивление порошкового материала существенно превышает удельное электросопротивление материала пуансонов. При интенсивном нагреве порошкового материала резко снижается его сопротивление пластическому деформированию и под действием внешнего приложенного давления он уплотняется с характерной скоростью, зависящей от системы механического нагружения. Время ввода энергии в порошковый материал определяется длительностью импульса тока: $\tau_0 < 10^{-3}$ с. Время консолидации материала τ_1 из порошковой заготовки зависит от механической системы нагружения и лежит в пределах: $2 \cdot 10^{-3}$ с $< \tau_1 < 2 \cdot 10^{-2}$ с. Время охлаждения консолидированного материала τ_2 определяется теплопроводностью материала и характерным размером прессовки: $\tau_2 > 2,5$ с. При этом выполняется следующее соотношение между временными масштабами процессов: $\tau_0 < \tau_1 \ll \tau_2$. Таким образом, уплотнение порошкового материала посредством пластической деформации в процессе высоковольтной электроимпульсной консолидации протекает при постоянной температуре. Исследование кинетики высокоскоростного уплотнения проводилось на цилиндрических образцах диаметром 9 мм из порошка ПЖ2М3 массой 9,4 г. Экспериментальные зависимости высоты образцов h от времени для различных значений амплитуд импульса тока и давления приведены на рис.3 и 4.

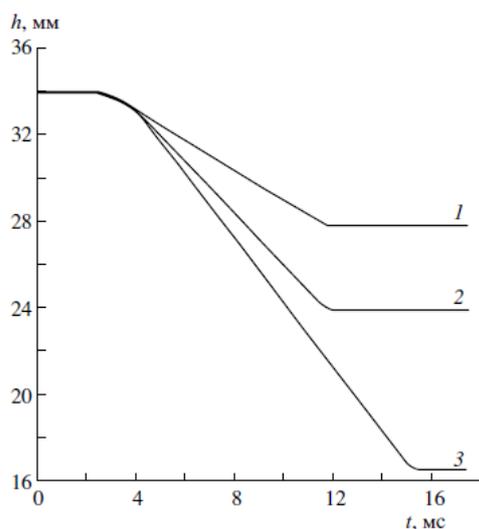


Рис. 3 Зависимость высоты образца от времени при различных амплитудах импульса тока.

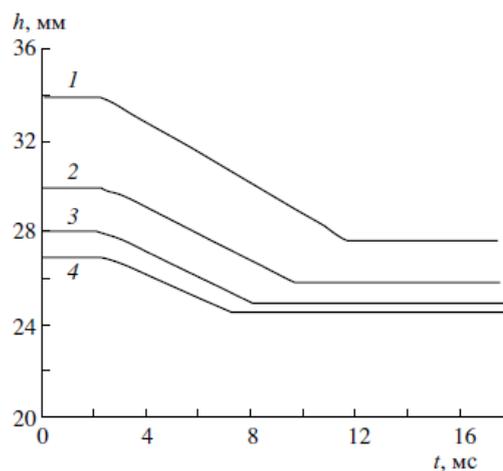


Рис. 4 Зависимость высоты образца от времени при различных давлениях.

Зависимости на рис.3 получены при постоянном давлении 106 МПа и соответствуют амплитудам импульсов тока: 1 – 156 кА*см², 2 – 195 кА*см², 3 – 234 кА*см². Зависимости на рис. 4 получены при фиксированной амплитуде импульса тока 156 кА*см² и давлениях: 1 – 106 МПа, 2 – 176 МПа, 3 – 247 МПа, 4 – 282 МПа.

Экспериментально установлено, что движение пуансонов в процессе электроимпульсной консолидации происходит с постоянной скоростью. Значение скорости зависит от амплитуды импульса тока и приложенного давления. Длительность процесса уплотнения порошкового материала лежит в пределах от 6 мс до 16 мс при всех исследованных режимах электроимпульсной консолидации. Процесс уплотнения порошкового материала представляет стационарную волну, распространяющуюся по образцу с постоянной скоростью U . Изменение плотности консолидируемого материала происходит во фронте волны за счет пластического течения материала в межчастичные поры. Скорость U связана со скоростью относительного движения пуансонов V следующим соотношением

$$V = U(1 - \rho_0 / \rho), \tag{1}$$

где ρ , ρ_0 – конечная и начальная плотность порошкового образца, соответственно. Скорость фронта стационарной волны и конечная плотность консолидированного материала определяются величиной безразмерного параметра $\beta = \sigma(T)/P$, где $\sigma(T)$ – предел текучести вещества порошка, P – давление на порошок. Так как $\sigma(T)$ существенно зависит от температуры T , то возможно $\beta < \beta^*$, где β^* определяет границу устойчивости процесса уплотнения при электроимпульсной консолидации. В области параметров за границей устойчивости процесс электроимпульсной консолидации имеет взрывоподобный характер и может приводить к образованию макроскопических полостей, каналов и других дефектов в консолидируемых образцах, а также к разрушению технологической оснастки. Определение β^* произведено на основе вязкопластической модели деформации порошкового материала для различных значений начальной пористости.

РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ СИНТЕЗА И КОНСОЛИДАЦИИ НАНОПОРОШКОВ ВОЛЬФРАМОВЫХ СПЛАВОВ W-10 МАС.% (Ni-Fe-Co)

Евстратов Е.В.

ИМЕТ РАН, *evev@imet.ac.ru*.

DEVELOPMENT AND STUDY OF SYNTHESIS AND CONSOLIDATION OF POWDERS TUNGSTEN ALLOY W-10 WT.% (Ni-Fe-Co)

Evstratov E.V.

To obtain a powder of tungsten alloy W-7, 2% Ni-1, 8% Fe-1% Co (wt%) have been used several modes of recovery for the synthesis of nanopowders calculated composition. Of the synthesized powders of tungsten alloys produced samples of cold pressing on a hydraulic press. The density of compacts was 10,0-10,4 g/cm³. Sintering was performed in a stepwise mode. Samples of the powders and standard powders were sintered in a hydrogen atmosphere. Produced samples for determining the mechanical properties under compression. Compression test at room temperature were carried out at a testing machine Instron 3382. Obtained a compact nonporous material from nanopowders W-Ni-Fe-Co with a density of 17.4 g/cm³ and the grain size of tungsten 2.4 - 4.6 microns, which is an order of magnitude smaller than the standard alloys.

Для получения порошка вольфрамового сплава W-7,2%Ni-1,8%Fe-1%Co (масс.%) был использован следующий метод. Вольфрамовую кислоту заливали водными растворами хлорида железа шестиводного, никеля двуххлористого шестиводного и хлористого кобальта шестиводного в пропорциях, соответствующих заданному составу [2]. Полученную смесь выпаривали при постоянном перемешивании до сухого остатка и восстанавливали в среде водорода по режиму: нагрев до температуры 750 °С за 1 час, выдержка при данной температуре в течение 1,5 часов в потоке водорода 90 л/ч, охлаждение в печи в потоке аргона. Был получен порошок вольфрамового сплава с удельной поверхностью 1 м²/г. Средний размер частиц 300 нм. Фотографии частиц порошка представлены на рис.1.

Результаты рентгенофазового и химического анализа показали, что этот метод позволяет получать порошки заданного состава.

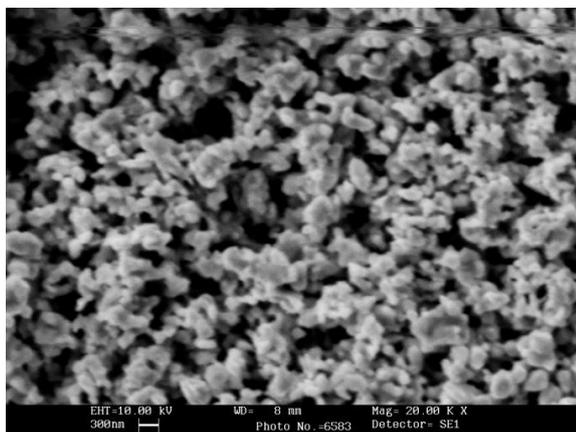


Рис.1. Фотографии частиц порошка W-7,2%Ni-1,8%Fe-1%Co.

Опробовали несколько режимов восстановления для синтеза нанопорошков расчетного состава W-7,2%Ni-1,8%Fe-1%Co. Было установлено, что восстановление смесей в потоке водорода при 800°C обеспечивает минимальное содержание побочных примесных фаз в восстановленном продукте. Удельная поверхность восстановленных металлических нанопорошков ВНЖК - 0,9 м²/г, что для ТВС соответствует среднему размеру частиц около 300 нм. Частицы представляют собой конгломераты наночастиц размером менее 100 нм.

Из синтезированных нанопорошков вольфрамовых сплавов W-10 мас.% (Ni-Fe-Co) изготавливали образцы диаметром 15,2 мм, высотой 3,65 мм холодным прессованием на

гидравлическом прессе П-250 с усилием прессования 7,2-7,3 т, давлении прессования 385-395 МПа. Плотность прессовок составляла 10,0-10,4 г/см³.

Спекание проводили по ступенчатому режиму [4]. Образцы из нанопорошков и стандартных порошков спекали в атмосфере водорода по близкой к стандартной технологии: ТФС при 1100±10°С и ЖФС при 1530±10°С. Для предотвращения водородного охрупчивания после ЖФС в водороде проводили отжиг полученных сплавов при 800-850°С в вакууме до 13,3 МПа (до 10⁻⁴ мм рт. ст.) при различных выдержках.

Образцы для определения механических свойств при сжатии размером 3х3х6 мм³ вырезали электроэрозионной резкой. Испытание на сжатие при комнатной температуре проводили на испытательной машине Instron 3382. Твердость по Виккерсу определяли при нагрузке 98 Н.

Образцы сплава из нанопорошков после ТФС при 1350°С имеют HV твердость 405-440 кг/мм², а после ТФС при 1450°С твердость 345±10 кг/мм² (база 175+ЖФС 295), что несколько выше, чем для традиционных сплавов (с той же плотностью, но после ЖФС и упрочняющей обработки) и может быть обусловлено более мелкозернистой структурой сплава из нанопорошка [3].

Предел текучести и временное сопротивление на сжатие при комнатной температуре мелкозернистых ТВС, полученных твердофазным спеканием по режиму 2-0, равны 1000 МПа и 1110 МПа, соответственно. Это на 55 и 35 % больше, чем прочностные характеристики промышленных сплавов, для которых, при испытаниях в тех же условиях, предел текучести составил 650 МПа, а временное сопротивление - 810 МПа. Таким образом, получение более мелкозернистой структуры на стадии ТФС образцов из нанопорошков, без применения упрочняющей обработки, дает существенный прирост прочности по сравнению со стандартными ТВС.

Получен компактный беспористый материал из нанопорошков W-Ni-Fe-Co с плотностью 17,4 г/см³ и размером зерна вольфрама 2,4 – 4,6 мкм, что на порядок меньше, чем у стандартных сплавов.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант 11-08-00105).

Литература.

1. Гегузин В.Я. Физика спекания. М., Наука, 1967, 360 с.
2. К.Б. Поварова, М.И. Алымов, А.А. Дроздов. Тяжелые вольфрамовые сплавы на основе нанопорошков. Вопросы материаловедения. 2008. №2(54). С.94-99.
3. Поварова К.Б., Алымов М.И., Гаврилин О.С., Дроздов А.А., Качнов А.И., Кореновский Н.Л., Банных И.О. Структура и свойства компактных образцов тяжелых сплавов системы W-Ni-Fe-Co, приготовленных из нанопорошков. Металлы. 2008. №1. С.65-69.
4. Алымов М.И., Трегубова И.В., Поварова К.Б., Анкудинов А.Б., Евстратов Е.В. Разработка физико-химических основ синтеза нанопорошков на основе вольфрама с регулируемыми свойствами. Металлы, 2006, № 3, с.37-40.
5. Алымов М.И., Аверин С.И., Тихомиров С.А., Зеленский В.А. Влияние температуры отжига на минимальный размер металлических наночастиц. Металлы, 2005, № 5, с. 59-62.

ВЛИЯНИЕ МЕХАНОАКТИВАЦИИ НА ПРЕССУЕМОСТЬ ПОРОШКОВОЙ СМЕСИ ВОЛЬФРАМ-АЛЮМИНИЙ

Занозин В.М., Малкин А.И., Топоров Ю.П.

*Институт физической химии и электрохимии им. А.Н.Фrumкина РАН
119991 Москва, Ленинский пр-т, 31. zmpol@rambler.ru*

EFFECT OF PRE-MECHANICAL ACTIVATION ON COMPACTIBILITY OF POWDER MIXTURE W-AL

Zanozin V.M., Malkin A.I., Toporov Yu.P.

Shown that treatment of the powder mixture W-Al in a planetary mill leads to a significant reduction in the density of compacts

Механоактивация находит в последнее время все более широкое применение в технике и особенно перспективно использование её в порошковых технологиях [1].

Механоактивация существенно изменяет физико-химические свойства материала частиц, как объемные, так и поверхностные [2]. Естественно, что это должно сказываться на поведении индивидуальных порошков и порошковых смесей в различных технологических процессах.

В настоящей работе изучалось влияние механоактивации на прессуемость порошковой смеси вольфрам-алюминий. В качестве объектов исследования использовались порошкообразный вольфрам марки ПВН с размером частиц 2-5 мкм и алюминиевая пудра марки ПАП-1.

Из выбранных порошков методом ручного перемешивания составлялась смесь состава 90% W + 10% ПАП-1 (смесь №1). Отдельные навески этой смеси подвергались механическому воздействию различной интенсивности и характера. Часть смеси №1 подвергалась обработке в вибромельнице (смесь №2), после чего часть этой смеси обрабатывалась в планетарном активаторе АГО-2У (смесь №3), а другая пропусклась через дезинтегратор (смесь №4). Все образцы смеси подвергались двустороннему прессованию на 10-тонном механическом прессе при давлениях от 0,1 до 750 МПа. На цилиндрических прессовках диаметром 7,2 мм определяли плотность нестандартным методом путем измерения объема и массы [3].

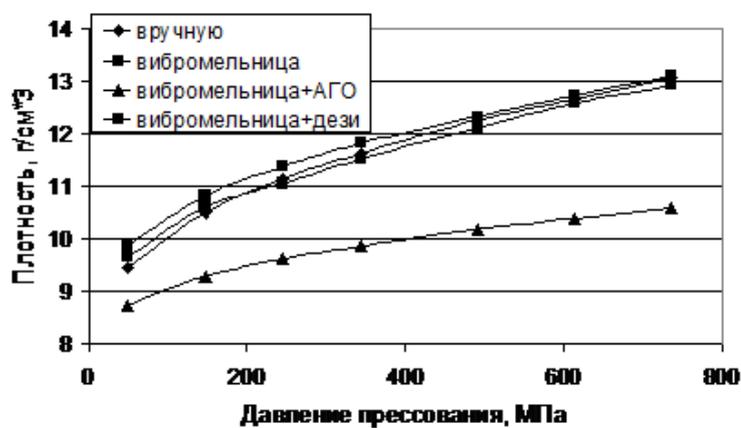


Рис.1. Зависимость плотности прессовок от вида предварительной обработки и давления прессования.

Прессуемость приготовленных порошковых смесей определялась по кривым зависимости плотности прессовок от давления прессования. Полученные результаты испытаний приведены на рис 1.

Анализ приведенных кривых свидетельствует о том, что механическая обработка в вибромельнице и в дезинтеграторе (после виброобработки) практически не изменяет прессуемость. В то же время обработка в активаторе приводит к существенному изменению прессуемости - уменьшение плотности прессовок при тех же давлениях прессования достигает 15-20%. Это свидетельствует о существенном изменении реологических и механических свойств материала частиц. Еще более наглядно это видно из рис.2, на котором в графическом виде приведены результаты экспериментов, пересчитанные по уравнению Бальшина ($\log P = -m \log Q + \log P_{\max}$) [4].

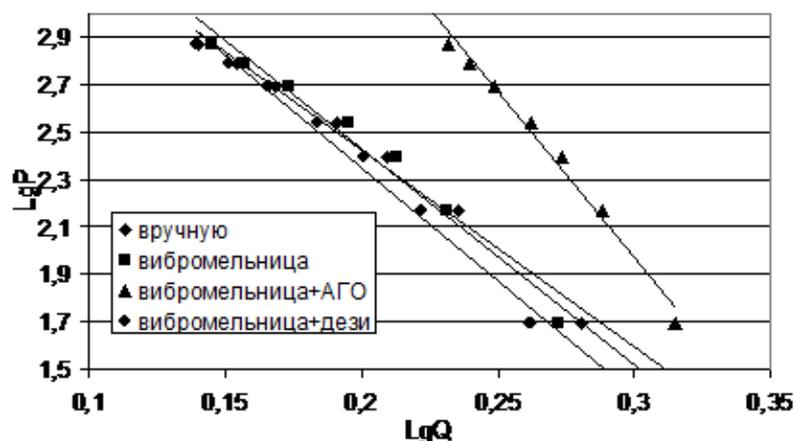


Рис. 2. Логарифмические диаграммы прессования.

Полученные при этом зависимости логарифмов относительной плотности прессовок от логарифма давления прессования аппроксимируются прямыми, аналитические формулы которых для испытанных образцов имеют следующий вид:

Смесь №1 Ручное перемешивание (РП) $y = -8,43x + 4,11$

Смесь №2 РП + обработка в вибромельнице (РП+ВМ) $y = -9,28x + 4,29$

Смесь №3 РП+ВМ + обработка в АГО $y = -14,22x + 8,23$

Смесь №4 РП+ВМ + обработка в дезинтеграторе $y = -9,70x + 4,29$

В соответствии с формулой Бальшина, точки пересечения этих прямых с осью ординат соответствуют логарифму давления истечения материала частиц. Полученные значения давления истечения многократно превышают общеизвестные данные для чистого вольфрама и свидетельствуют о наличии на поверхности частиц окисных пленок, толщина которых после обработки на активаторе оказывается максимальной. При этом пересчет по уравнению Бальшина результатов, полученных при максимальных давлениях прессования, показал, что смеси 1, 2 и 4 по своим технологическим характеристикам соответствуют порошкам вольфрама: $P_{\max} \rightarrow 4$ ГПа. В то же время смесь №3, обработанная в активаторе, имеет давление истечения 10-кратно превышающее реальные значения. Следует отметить, что наблюдаемый на рис.2 изгиб кривых вверх свидетельствует о более высокой твердости поверхностного слоя материала порошка по отношению к внутреннему объему, что должно уменьшать контактную прочность материала частиц.

Литература

1. Григорьева Т.Ф., Барина А.П., Ляхов Н.З. Механохимический синтез в металлических системах. Новосибирск: Параллель, 2008. 311 с.
2. Фундаментальные основы механической активации, механосинтеза и механохимических технологий/(В.В.Болдырев и др.); отв. ред. Е.Г.Аввакумов. Новосибирск: Издательство СО РАН, 2009. 343 с.
3. Кипарисов С.С., Либенсон Г.А. Порошковая металлургия. М.: Металлургия, 1980, 496 с.
4. Бальшин М.Ю. Порошковое металловедение. М.: Металлургиздат, 1948, 340 с.

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО ИЗМЕЛЬЧЕНИЯ НА СИНТЕЗ ФЕРРИТОВЫХ ПОРОШКОВ

Ильющенко А.Ф., Лецко А.И., Талако Т.Л.

Беларусь, ГНУ «Институт порошковой металлургии», *letsko@tut.by*

AN EFFECT OF HIGH-ENERGY BALL MILLING ON THE FERRITE POWDERS SYNTHESIS

Plyuschenko A.Ph, Letsko A.I., Talako T.L.

An effect of high-energy ball-milling treatment of initial oxide powder mixture on the structure and properties of the synthesized (nickel-zinc) ferrite powders has been investigated. Preliminary treatment of charge mixture in attritor and planetary ball mill results in significant decrease in ferritizing annealing temperature and duration, providing formation of nanostructured powders and sintered parts. The synthesized powders have a complex multilevel structure. Primary particles ($\approx 20\text{-}100\text{ nm}$) are being associated (sintered) into larger agglomerates (particles) with size $\approx 0,5\text{-}3\text{ }\mu\text{m}$, in the structure of which one can distinguish separate nanosized grains (particles). These agglomerates (particles), in their turn, are being associated into larger (up to decimal and hundreds of micrometers) secondary aggregates and agglomerates. Essential particle sintering is observed at $1150\text{ }^\circ\text{C}$.

На примере никель-цинковых ферритов рассмотрено влияние высокоэнергетического измельчения порошковой шихты на структуру и свойства синтезированных порошков и спеченных из них образцов.

Показано, что предварительная обработка порошковых смесей исходных оксидов в атриторе и планетарной мельнице позволяет существенно снизить температуру и время ферритизирующего отжига, обеспечивая возможность получения наноструктурированных порошков и спеченных образцов никель-цинковых ферритов.

На дифрактограммах порошка, полученного при температуре ферритизации $700\text{ }^\circ\text{C}$, помимо характерных рефлексов основной фазы шпинельного оксида ($(\text{Ni}, \text{Zn})\text{Fe}_2\text{O}_4$), присутствуют достаточно интенсивные линии исходного оксида Fe_2O_3 (рис. 1). Порошки, полученные при температурах ферритизирующего отжига более $900\text{ }^\circ\text{C}$ – однофазны.

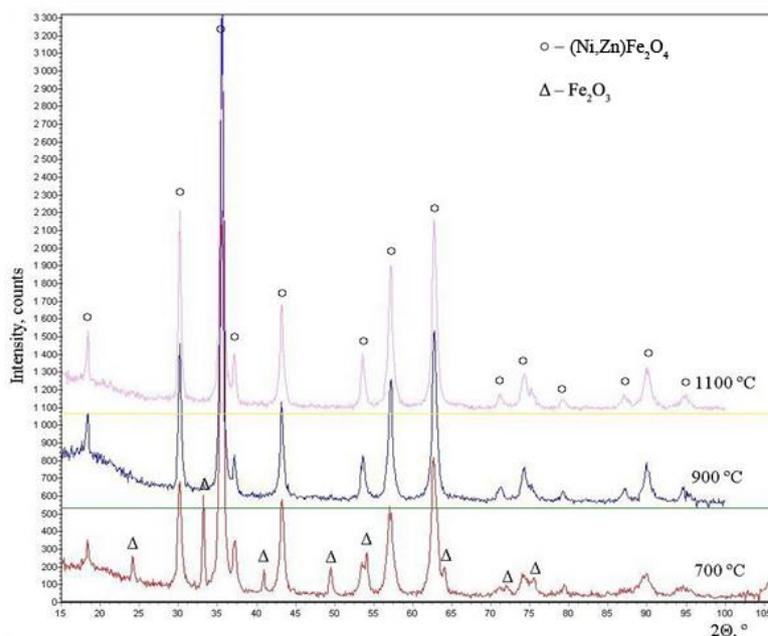


Рис. 1. Сравнительные дифрактограммы порошка никель-цинкового феррита в зависимости от температуры ферритизирующего отжига

Отмечается, что синтезированные порошки имеют сложную многоуровневую структуру (рис.2). Первичные наноразмерные ($\approx 20-100$ нм) частицы спекаются в более крупные частицы размером от 0,5 до 2-3 мкм, в структуре которых можно выделить отдельные наноразмерные зерна (частицы). Эти агломераты, в свою очередь, объединяются в более крупные (до десятков и сотен микрометров) вторичные агрегаты и агломераты. Несмотря на различие в фазовом составе и температурах ферритизирующего отжига, размер первичных частиц порошков, полученных при 700 и 900 °С, отличается несущественно и составляет от 20 до ≈ 100 нм. С увеличением температуры до 1150 °С наблюдается заметное спекание порошковых частиц (см рис. 2в).

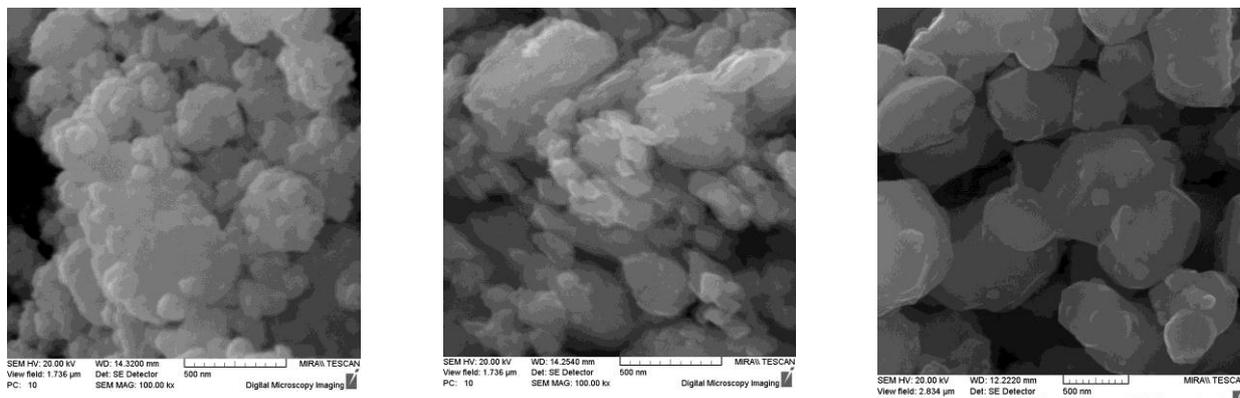


Рис. 2. Морфология поверхности порошка никель-цинкового феррита после ферритизирующего отжига при температурах 700 °С (а), 900 °С (б) и 1150 °С (в).

Работа выполнена в рамках задания 1.08 ГППИ «Композиционные материалы».

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ХАРАКТЕРИСТИК ПОРОШКОВ ZrO_2 (3%МОЛЬ Y_2O_3), СИНТЕЗИРОВАННЫХ МЕТОДОМ УЛЬТРАЗВУКОВОГО РАСПЫЛИТЕЛЬНОГО ПИРОЛИЗА, НА СТРУКТУРУ СПЕЧЁННОЙ КЕРАМИКИ

Колмаков А.Г., Галахов А.В., Антипов В.И., Виноградов Л.В., Баранов Е.Е.

Россия, Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, E-mail: kolmakov@imet.ac.rutехно

INVESTIGATION OF INFLUENCE OF CHARACTERISTICS OF PARTICLES ZrO_2 (3% MOL Y_2O_3) POWDERS, SYNTHESISED BY ULTRASONIC SPRAY PYROLYSIS METHOD, ON STRUCTURE OF SINTERING CERAMICS

Kolmakov A.G., Galakhov A.V., Antipov V.I., Vinogradov L.V., Baranov E.E.

Influence of parameters of a method ultrasonic spray pyrolysis on characteristics of synthesised particles ZrO_2 (3% моль Y_2O_3) is investigated and the analysis of interrelation of these characteristics with structure of sintering ceramics is carried out. It is established, that at process temperature 600 °С powder particles with nanofragmenting substructure, which at powder sintering promotes formation in a material of ultrathin polycrystalline structure with in the size of grain of an order 50-200 nanometers are formed.

Исследовано влияние параметров метода ультразвукового распылительного пиролиза [1,2] на характеристики синтезированных частиц (размер, форма частиц, распределение по размерам, внутричастичная пористость) состава ZrO_2 (3% моль Y_2O_3), а также проанализирована взаимосвязь данных характеристик со структурой спечённой из этих порошков трансформационно-упрочнённой керамики. Показано, что распределение частиц по размерам определяется, главным образом, характеристиками работы ультразвукового распылителя аэрозоля. Особо важное значение имеет степень дисперсности порошков приобретает для частиц идеальной сферической формы. Для достижения

большей плотности при их спекании предпочтительнее использовать порошки с более широким спектром распределения. Обнаружено, что при относительно низкой температуре синтеза (600°C) образуются аэрозольные порошки, у которых частицы имеют нанофрагментарную структуру из наноразмерных зерен диаметром 20 нм и обладают пористостью в пределах 3 - 20%. Для таких порошков процесс спекания протекает при более низких температурах в интервале $500\text{-}800^{\circ}\text{C}$, а наличие наноразмерной пористости у исходных частиц порошка способствует формированию в спекаемом материале ультратонкой поликристаллической структуры с размером зерна порядка 50-200 нм.

Литература

1. Messing G.L., Zhang S.C., Jayanthi G.V. Ceramic Powder Synthesis by Spray Pyrolysis.- J. Am. Ceram. Soc. 1993. V.76. № 11. P.2707.
2. Song Y.L., Tsai S.C., Chen C.Y. et al. Ultrasonic Spray Pyrolysis for Synthesis of Spherical Zirconia Particles. J. Am. Ceram. Soc. 2004. V.87. № 10. P.864
3. Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант 09-03-01063_a) и программы РАН П-07.

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ КОНСТРУКЦИОННОЙ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ НАНОПОРОШКОВ СИСТЕМЫ $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{ZrO}_2 - \text{CeO}_2$

Подзорова Л.И., Ильичева А.А., Аладьев Н.А., Куцев С.В., Пенькова О.И., Таланова Г.В., Шворнева Л.И.

Россия, Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и материаловедения им.А.А. Байкова РАН, podzorova@pochta.ru

PECULIARITY OF THE FORMATION THE MICROSTRUCTURES OF ENGINEERING CERAMICS ON THE BASIS NANOPOWDERS OF THE SYSTEM $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{ZrO}_2 - \text{CeO}_2$

Podzorova L. I., Il'icheva A. A., Alad'ev N.A., Kutsev S.V., Pen'kova O. I., Talanova G.V., Shvorneva L. I.

A.A. Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of the Russian Academy of Sciences, Moscow

The work is demonstrating results of studying of nanopowders of the system $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{ZrO}_2 - \text{CeO}_2$ as a basis for high-strength ceramics. Sizes of grains in the microstructure depends on the different conditions of synthesis, the sequence of precipitation of the components, pre-crystallization state of precursors and factors of thermal expansion of ceramics phases. Materials are having high strength characteristics.

Использование нанопорошков в технологии керамики имеет ряд преимуществ, например, обеспечивает интенсификацию процессов спекания. Однако, изготовление конструкционной керамики на основе нанопорошков сталкивается со сложностями, определяемыми их иерархической структурой и морфологическими особенностями, влияющими на процессы консолидации и являющимися причиной образования трудноудаляемой иерархической пористости, значительно снижающей прочностные характеристики материалов.

В работе представлены результаты изучения формирования микроструктуры керамики $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{ZrO}_2 - \text{CeO}_2$ (в диапазоне содержания Al_2O_3 от 12 до 80 об.%) в зависимости от условий синтеза гидрогелей (прекурсоров) нанопорошков сложных оксидов, предкристаллизационного состояния и фазообразования, происходящего при термообработке систем.

На основе разработанной методики золь-гель синтеза прекурсоров в системе $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{ZrO}_2 - \text{CeO}_2$ после термообработки при температуре 950°C получены слабоагломерированные нанопорошки [1-3].

В таблице представлены результаты измерения методом низкотемпературной адсорбции удельной поверхности порошков и расчетные величины средних диаметров индивидуальных частиц.

Таблица 1. Размерные характеристики порошков (950°C)

Образцы порошков		Параметры	
№ пп	Содержание Al ₂ O ₃ , об. %	S уд, м ² /г	Ø, нм
*1	12	30	33
2	24	20	52
3	35	30	28
4	46	50	20
5	55	60	20
6	66	80	16
7	80	110	11

• термообработка при температуре 900°C

Элементный состав прекурсоров, определенный методом атомно-эмиссионной спектрометрии подтвердил высокую степень полноты осаждения заданных составов.

В синтезированных порошках присутствуют две фазы: аморфная и кристаллическая, идентифицированная как псевдокубический твердый раствор на основе Т – ZrO₂.

Формирование микроструктуры керамики системы Al₂O₃- ZrO₂ - CeO₂ зависит от предкристаллизационного состояния, закладываемого уже на стадии осаждения компонентов [1,2], а также определяется различиями в тепловом расширении Al₂O₃ и ZrO₂ [3], соответственно, КЛТР (7-8) x 10⁻⁶ и (9-11) x 10⁻⁶ К⁻¹.

Наличие термоупругих напряжений, которые изменяются от 0.2 до 0.4 % в зависимости от ориентации зерен, ингибирует рост кристаллитов Al₂O₃.

При близком объемном соотношении фаз получены керамические материалы с микроструктурой, содержащей зерна Т- ZrO₂ от 0,3 до 1мкм и зерна α- Al₂O₃ от 0,8 до 1,5 мкм. Что иллюстрируется рисунками 1(А,Б) и 2(А,Б).

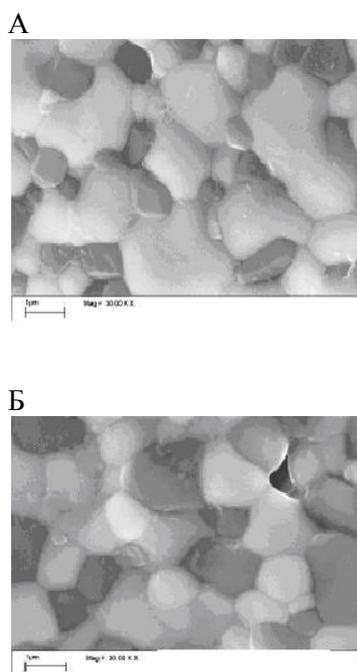


Рис.1. Микроструктура керамики составов, содержащих 40 об.% Al₂O₃(А) и 50об.% Al₂O₃ (Б)

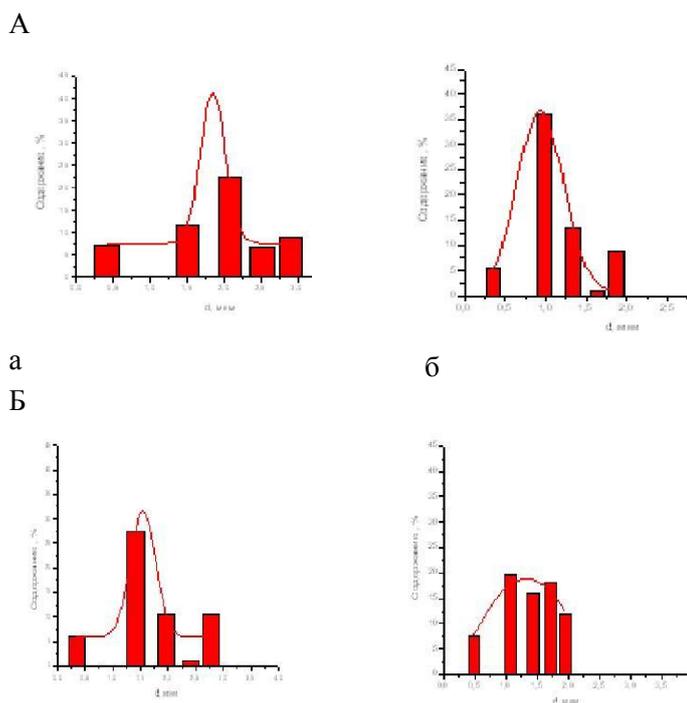


Рис.2. Распределение по размерам зерен фаз а) t - ZrO₂ и б) α- Al₂O₃ в микроструктуре керамики, содержащих 40 об.% Al₂O₃(А) и 50об.% Al₂O₃ (Б)

В процессе спекания получены материалы как с матрицей Т– ZrO_2 , так и с матрицей α – Al_2O_3 , имеющие относительную плотность выше 99% теоретической плотности, с высокими механическими характеристиками: прочность при изгибе от 650 до 1000МПа.

Устойчивость к хрупкому разрушению материалов варьируется по величине трещиностойкости k_{Ic} от 9 до 13 МПа·м^{1/2} в зависимости от различного формирования микроструктуры керамики.

Литература

1. Подзорова Л.И., Ильичева А.А., Шворнева Л.И. Влияние последовательности осаждения компонентов на фазообразование в системе $ZrO_2 - Al_2O_3 - CeO_2$ // Неорганические материалы .- 2007, т.43. №9, С.1- 4
2. Подзорова Л.И., Ильичева А.А., Шворнева Л.И., Куцев С.В., Михайлина Н.А., Пенькова О.И. Фазообразование наноразмерных прекурсоров t- $ZrO_2 - Al_2O_3$ и формирование микроструктуры керамики на их основе// Физика и химия стекла.- 2007. т. 33, N 5, С.703-709
3. Подзорова Л.И., Ильичева А.А., Михайлина Н.А., Пенькова О.И., Шворнева Л.И., Таланова Г.В. Прочностные свойства керамики на основе Al_2O_3 и t- ZrO_2 при смене матрицы // Огнеупоры и техническая керамика, -2007. №2., С.6-9.

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛОВЫХ ПРОЦЕССОВ В МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ ПОРОШКОВЫХ СИСТЕМАХ ПРИ УДАРНО-ВОЛНОВОМ НАГРУЖЕНИИ

Сайков И. В., Первухин Л. Б., Первухина О. Л.

Россия, Учреждение Российской академии наук институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, revan.84@mail.ru

THERMAL PROCESSES IN THE MULTICOMPONENT POWDER MIXTURES WITH THE SHOCK-WAVE LOADING

Saikov V., Pervukhina O. L., Pervukhin L. B.

For evaluating of temperature and study of the processes of localization of the plastic deformation in the powder during shock-wave compacting, the multicomponent powder which consists of the particles of different metals which perform the role of control samples is used. Melting various components testifies about reaching of the specific temperature during the compacting.

Новые научные и практические перспективы открываются при создании материалов на основе ударно-волновых технологий и их комбинации с самораспространяющимся высокотемпературным синтезом (СВС). Актуально исследование принципиальной возможности синтеза в составах, способных к экзотермической реакции, ударно-волновым воздействием. Исследования особенностей ударно-волнового нагружения удобнее проводить на не реагирующих порошках для выявления факторов, способствующих иницированию СВС-составов (зон фазовых переходов, разогрева вплоть до плавления, локализации пластических деформаций), ведь в реагирующих порошках в случае успешного прохождения синтеза эти факторы не удастся зафиксировать. Усиливая вышеперечисленные эффекты можно добиться появления при взрывном компактировании участков адиабатического разогрева и локализации сильных пластических деформаций в СВС-составах, сопровождающихся плавлением и разрушением частиц, что будет способствовать иницированию экзотермической реакции СВС.

Авторы работ [1, 2] показали, что образование связей при консолидации порошков является в первую очередь следствием локализованных на контактах деформационных процессов, которые вносят в систему новый структурный уровень пластического течения

Для оценки температуры и изучения процессов локализации пластической деформации в порошке, достигаемой при ударно-волновом компактировании, использован многокомпонентный состав порошков, состоящий из частиц различных металлов, выполняющих роль образцов-

свидетелей. Плавление тех или иных компонентов свидетельствует о достижении определенной температуры при компактировании.

Исследование процесса ударно-волнового компактирования порошковых материалов проводилось на двух системах: керамической (нитрид алюминия и оксид алюминия) и многокомпонентной металлической (на основе никеля), это модельный состав, состоящий из порошков различных металлов, по следам плавления которых можно судить о достижении определенной температуры.

Для исследования процессов локализации деформаций при компактировании порошка разработали схемы, в которых между зарядом и ампулой вводились промежуточные среды, а также в центр ампулы устанавливался стержень, что позволило изменять в широком интервале режим компактирования: для инициирования СВС нужно обеспечить максимально интенсивное воздействие с локализацией пластических деформаций в СВС-составе; для компактирования порошков – избежать его.

Расчетные параметры нагружения: 2,5 ГПа для металлического и 4 ГПа для керамического материалов, предполагают, что скорость детонации больше скорости звука в сжатом материале. В этом случае наблюдается стационарное существование трехударной конфигурации и образование осевого канала. Осевого канала является дефектом прессовки, связанным с выносом сильно сжатого и нагретого материала из центра ампулы, что приводит к разгерметизации контейнера. Для предотвращения образования осевого канала в осевой зоне ампулы сохранения был размещен сплошной стержень из стали.

Было исследовано влияние на локализацию деформации различных промежуточных сред в виде слоя между стенкой контейнера с порошком и взрывчатым веществом. Наличие сыпучей среды приводило к появлению в отдельных областях компакта расплавов алюминия (рисунок 1) или разрушению, то есть к факторам, позволяющим инициировать химическую реакцию.

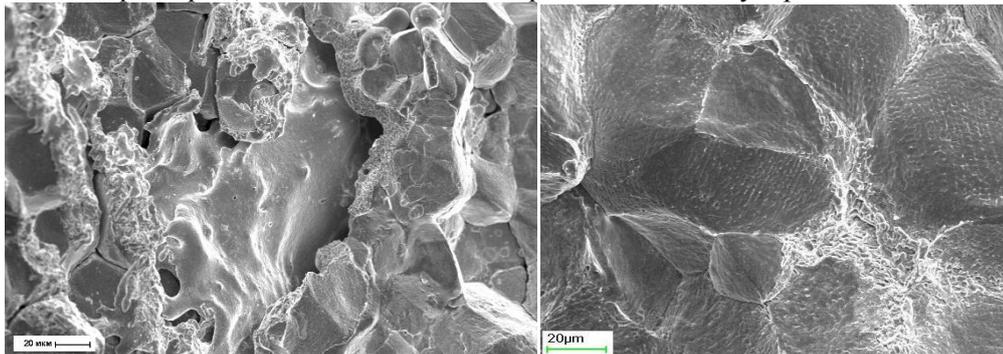


Рисунок 1– Микроструктура многокомпонентного компакта со следами плавления (слева), качественный компакт (справа)

Использование жидкой промежуточной среды обеспечивало получение равномерного прессования по всему объему материала без появления трещин. Кроме того, прессование взрывом активирует поверхность порошка, ускоряет прохождение диффузионных процессов и способствует образованию прочных связей между гранулами. Компакт, полученный прессованием через воду, представляет собой беспористый материал, с вязким изломом на контактных границах (рисунок 1).

Исследование влияния на прочность керамических компактов времени выдержки при комнатной температуре показало, что уже через 14 суток его прочность становится достаточной для дальнейшей механической обработки. Металлографические исследования образцов керамического слоя показали однородность структуры скомпактированного порошка по сечению образцов. Следов плавления при всех использованных режимах нагружения не обнаружено.

Выявлено, что увеличение интенсивности импульса способствует повышению плотности и прочности на сжатие керамического слоя (до 75 МПа), но может приводить к появлению новой фазы оксида алюминия, что не допустимо. С повышением энергии взрывчатого вещества возможно частичное разложение нитрида алюминия и изменение пропорции смеси порошков в среднем слое. Это связано со следующими факторами. При взрывном прессовании переупаковка частиц, их деформация и разрушение протекают практически одновременно. В результате диссипации энергии ударной волны и превращения ее в теплоту в местах контактов между частицами порошка возникает

локальный разогрев, происходят эрозионные межчастичные явления с деструкцией порошковых частиц.

В результате экспериментов установлено, что введением промежуточной среды между зарядом и ампулой сохранения можно регулировать тепловые и деформационные процессы в компакте: в одних случаях усиливать процессы локализации пластических деформаций, вплоть до плавления компонентов, в частности алюминия, (для инициирования СВС), в других полностью подавлять их (для получения качественных компактов).

Литература:

1. Бондарь, М. П. Тип локализации пластической деформации на контактах, определяющий образование прочного соединения [Текст] / М. П. Бондарь // Физика горения и взрыва. – 1995. – т. 31. – № 5. – с. 122 – 128.
2. Бондарь, М. П. Деформации на контактах и критерии образования соединения при импульсных воздействиях [Текст] / М. П. Бондарь, В. Ф. Нестеренко // Физика горения и взрыва. – 1991. – т. 27. – № 3. – с. 103 – 117.

ВЛИЯНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА НА ИЗМЕЛЬЧЕНИЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ЧАСТИЦ В СПЛАВАХ СИСТЕМ Al – Fe И Al – Fe – Si В ПРОЦЕССЕ МЕХАНИЧЕСКОГО ЛЕГИРОВАНИЯ

Самошина М.Е., Брянцев П.Ю.

*Россия, ФГОУ ВПО «Национальный исследовательский технологический университет «МИСЦ»,
samoshina@list.ru*

EFFECT OF PHASE COMPOSITION ON THE REFINEMENT OF INTERMETALLIC PARTICLES IN Al – Fe AND Al – Fe – Si ALLOYS DURING MECHANICAL MILLING

Samoshina M.E., Bryantsev P.Yu.

Mechanical milling/mechanical alloying is a one of methods of introducing the reinforcement particles in composite materials. This process consists of repeated welding and fracturing of a mixture of powder particles during high-energy milling. The central event is that the powder particles are trapped between the colliding milling bodies or between milling body and inner surface of mill container during milling and undergo deformation or fracture processes.

This method is applicable not only to introduce the reinforcement particles into metal matrix of composite material, but also to achieve a total dispersion of the initial matrix microstructure. In this work we have studied the fining of large intermetallic particles in alloys of Al-Fe and Al-Fe-Si systems during mechanical milling.

Механическое легирование – один из эффективных методов введения дисперсных упрочняющих частиц в структуру композиционных материалов. Он представляет собой чередование процессов сварки и разрушения, происходящих в объеме порошковой смеси во время высокоэнергетической обработки. Этот метод применим не только для введения упрочняющих частиц в металлическую матрицу композиционного материала, но и для диспергирования исходной микроструктуры материалов. В этой работе изучали измельчение крупных интерметаллических частиц в сплавах систем Al – Fe и Al – Fe – Si в процессе механического легирования

Для изучения влияния фазового состава на процессы измельчения железистых фаз в ходе высокоэнергетической обработки были исследованы сплавы системы Al – Fe – Si: Al – 9 % Fe – 1 % Si, Al – 9 % Fe – 3 % Si, Al – 9 % Fe – 4 % Si, Al – 9 % Fe – 5 % Si, а также Al – 10 % Fe. Механическое измельчение проводили в планетарном активаторе «Гефест-11-3» без применения поверхностно-активных веществ, в герметичных контейнерах с квазицилиндрическим мелющим телом в среде аргона. Отношение массы мелющего тела к массе смеси составляло 6:1. Во время работы контейнеры охлаждались проточной водой. Длительность обработки изменяли от 1 до 6 ч. Консолидированные

цилиндрические образцы диаметром 15 мм, высотой 10 мм получали путем двустороннего прессования при температуре 450 °С.

Металлографические исследования проводили на сканирующем электронном микроскопе JSM-35 CF. Фазовый состав исследовали методом рентгеновской дифрактометрии на дифрактометре D8 ADVANCE. Твердость и микротвердость материала оценивали по методу Виккерса.

Фазовый состав исследуемых сплавов в соответствии с диаграммой состояния и по данным рентгенофазового анализа приведен в табл. 1. Реальный фазовый состав отличается от гипотетического, что, вероятно, связано с отклонением от равновесия и неполным протеканием перитектических реакций при кристаллизации.

Предварительно полученные стружковые частицы исходных сплавов были обработаны в планетарной мельнице в атмосфере аргона. В результате механического измельчения в материале Al – 10 % Fe наблюдали растрескивание игл FeAl₃, но измельчение частиц с увеличением времени размала не усиливается, и структура остается достаточно грубой после 3 часов обработки. В материале Al – 9 % Fe – 1 % Si, имеющем тот же фазовый состав и схожую структуру в литом состоянии, измельчение фазы FeAl₃ происходит гораздо интенсивнее. Вероятно, высокая интенсивность измельчения частиц избыточной фазы в сплаве, содержащем кремний, обусловлена большей легированностью алюминиевого твердого раствора этого сплава и, следовательно, его большей твердостью и пониженной пластичностью. Более жесткая среда легированного твердого раствора слабее гасит механическое воздействие мелющих тел на интерметаллидные частицы, что приводит к их скорейшему измельчению.

Таблица 1
Фазовый состав сплавов системы Al – Fe – Si

Сплав	Фазовый состав	
	В соответствии с равновесной диаграммой состояния	По данным рентгенофазового анализа
Al – 10 % Fe	(Al), FeAl ₃	(Al), FeAl ₃
Al – 9 % Fe – 1 % Si	(Al), FeAl ₃ , Al ₈ Fe ₂ Si (α)	(Al), FeAl ₃
Al – 9 % Fe – 3 % Si	(Al), FeAl ₃ , Al ₈ Fe ₂ Si (α), Al ₅ FeSi (β)	(Al), FeAl ₃ , Al ₈ Fe ₂ Si (α)
Al – 9 % Fe – 4 % Si	(Al), Al ₈ Fe ₂ Si (α), Al ₅ FeSi (β)	(Al), FeAl ₃ , Al ₈ Fe ₂ Si (α)
Al – 9 % Fe – 5 % Si	(Al), Al ₈ Fe ₂ Si (α), Al ₅ FeSi (β), Si	(Al), FeAl ₃ , Al ₈ Fe ₂ Si (α), Al ₅ FeSi (β)

Измерение микротвердости механически легированных гранул полученных материалов показало более низкие значения твердости гранул материала Al – 10 % Fe, что объясняется малой легированностью твердого раствора и слабым измельчением частиц фазы FeAl₃. Более высокий уровень твердости гранул материала Al – 9 % Fe – 3 % Si по сравнению с другими, по-видимому, обусловлен сильным измельчением α-фазы в ходе обработки в планетарной мельнице. Причиной такого явления именно в этом материале, по-видимому, служит исходная морфология α-фазы. При механическом легировании разветвленная α-фаза с тонкими ветвями измельчается наиболее эффективно.

После процесса консолидации наблюдали снижение уровня твердости компактных образцов материалов по сравнению с твердостью гранул, что связано с протеканием рекристаллизационных процессов во время высокотемпературной выдержки при 450 °С. Однако общий характер зависимости не изменился, так как при консолидации не происходит коагуляции частиц интерметаллических фаз.

ПОЛУЧЕНИЕ НАНОПОРОШКОВ НИТРИДА ХРОМА

Тихомиров С.А., Трегубова И.В., Алымов М.И., Тарасов О.Д., Коровкина Н.Ф., Гнедовец А.Г.

Россия, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, *alymov@ultra.imet.ac.ru; sat@imet.ac.ru; arka1657@mail.ru; natalja@ultra.imet.ac.ru*

NANOPOWDERS CHROMIUM NITRIDE SYNTHESIS

Tikhomirov S.A., Tregubova I.V., Alimov M.I., Tarasov O.D., Korovkina N.F., Gnedovets A.G.

A method for obtaining chromium nitride at relatively low temperature (850 °C) using simple and largely non-toxic precursors. Heat treatment of chromium oxides was carried out in nitrogen atmosphere in the presence of urea as nitrogen sources. The size of the nanopowder chromium nitride varied from 5 nm to 40 nm depending on annealing conditions.

Одним из классов функциональных материалов являются нитриды металлов, которые приобретают все большее значение, дополняя класс оксидов металлов во многих практических приложениях. Как и оксиды металлов, нитриды металлов имеют оригинальные кристаллические решётки, что приводит к уникальным химическим и физическим свойствам. В результате, нитриды металлов нашли разнообразные применения, начиная от тугоплавкой керамики (AlN, TaN, TiN, ...) и износостойких покрытий (TiN, ZrN, CrN, (Ti, Al) N, Zr₃N₄) до полупроводниковых устройств для оптоэлектроники (GaN, InN).

Размер и форма - зависимые физические свойства полупроводников, а также высокий коэффициент отношения поверхности к объёму являются основными движущими силами синтеза наноматериалов, что также верно и для нитридов металлов. В последние несколько лет, большие усилия были предприняты для получения нитридов металлов в виде наночастиц. Однако, количество и разнообразие нанокристаллических нитридов металлов по-прежнему довольно ограничено, особенно по сравнению с наночастицами оксидов металла. Таким образом, очевидна необходимость использования прекурсоров из оксидов металлов для получения нитридов металлов.

В данной работе мы приводим простой способ для получения нитрида хрома, путём теплового преобразования наночастиц оксидов металла в нанокристаллический нитрид металла. Используется нетоксичная среда азота и мочевины, которая одновременно играет роль посредника растворителя и стабилизирующего агента на ранних стадиях реакции образования частиц.

В основу способа синтеза прекурсора нанопорошка нитрида хрома был положен метод гетерофазного взаимодействия соли хрома с раствором щелочи и получением маловодного гидроксида хрома с последующим отжигом на воздухе и в среде аргона до получения оксидов. Полученный порошок маловодного гидроксида хрома рентгеноаморфен. Нанопорошки нитрида хрома получали термической обработкой оксидов хрома в азотной среде в присутствии мочевины в качестве источников азота.

Съёмка образцов для РФА проведена на дифрактометре D/MAX-2500 фирмы «RIGAKU» с монохроматическим Cu K α -излучением. Диапазон сканирования в интервале углов 2 θ 15° – 80°. Рабочий режим дифрактометра: 40 кВ/200 мА. Фокусировка по методу Брэгга – Brentano. Расшифровка дифрактограмм проведена с помощью специализированной программы Jade5 и базы данных PDF2.

Удельную поверхность порошков измеряли на анализаторе удельной поверхности и пористости TriStar-3000 по низкотемпературной адсорбции-десорбции азота (метод БЭТ).

Синтезированный порошок гидроксида хрома засыпали тонким слоем высотой 2-3 мм в кварцевую лодочку, которую помещали в вакуумно-плотную реторту диаметром 6 см и длиной 80 см, и отжигали в трубчатой печи ИМЕТРОН на воздухе и в потоке аргона 40 л/ч. при температурах 400, 480 и 630°C. Нагрев до температуры изотермической выдержки осуществляли за 1 ч, продолжительность выдержка при заданной температуре составляла 1 ч. Восстановленный порошок охлаждали с печью в потоке аргона 50 л/ч. Полученный порошок оксида хрома засыпали тонким слоем высотой 1-2 мм в кварцевую лодочку, которую помещали в вакуумно-плотную реторту и отжигали в трубчатой печи ИМЕТРОН в азотной среде в присутствии мочевины в качестве источников азота при температурах 400 и 850°C. Нагрев до температуры изотермической выдержки осуществляли за 1 ч, продолжительность выдержка при заданной температуре составляла 2 и 1 ч. соответственно. Синтезированный порошок охлаждали с печью в потоке аргона 30 л/ч.

Проведены экспериментальные исследования дисперсности и фазового состава нанопорошков оксидов хрома и нитрида хрома, синтезированного путём термической обработки оксидов хрома в азотной среде в присутствии мочевины в качестве источников азота.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, грант № 11-03-01014-а, грант № 11-08-00743-а.

ПОВЫШЕНИЕ ПЛАСТИЧНОСТИ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ ПОЛУЧЕННЫХ ПО ТЕХНОЛОГИИ СТРУЙНОГО ФОРМИРОВАНИЯ

Ульшин В.И., Ульшин С.В.

Украина, Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича, ulshin@ipms.kiev.ua

ADVANCED PLASTICITY OF SPRAY FORMED TOOL MATERIALS

Ulshin V.I., Ulshin S.V.

The present paper studies structure and mechanical properties of tool steel P2AM5Ф2НЮ and cast iron ИЧХ25 which was formed by spray process. It is shown that high speed solidification during spray process improve structure deformability and mechanical properties of samples. A cast iron ИЧХ25 sample, which was formed by spray process, can be deformed by hot forging.

Струйное формирование (СФ) объединяет два процесса: распыление жидкого металла газом и осаждение струи жидких капель на подложку, где капли в жидком и твердо-жидком состоянии снова соединяются в виде отливки с высокой плотностью (96-98%).

Отливки из недеформируемого эвтектического износостойкого чугуна ИЧХ25 и трудно деформируемой доэвтектической быстрорежущей стали P2AM5Ф2НЮ получены по технологии СФ на установке газового распыления жидкого металла при скорости напыления ~1 мм/с [1].

Таблица.1. Химический состав исследуемых материалов, % масс.

Материал	C	Cr	Mn	Si	W	Mo	V	Ni	Al	N
ИЧХ25	2,52	25,1	1,15	1,9						
P2AM5Ф2НЮ	1,1	3,5	0,37	0,17	2,0	4,5	2,0	1,5	1,5	0,08

Благодаря высокой скорости охлаждения ($10^4 - 10^6$ °C/с) после СФ в первичной структуре стали и чугуна резко изменяется количество эвтектики, в отливке формируется мелкозернистая метастабильная структура с равноосными зёрнами и равномерно распределёнными карбидами.

Показано, что высокая скорость затвердевания при СФ изменяет не только тип структуры, но и класс материала, и, соответственно, его пластичность, прочность, деформируемость. Полученные способом СФ отливки легко деформируются горячей ковкой, штамповкой и прокаткой [2].

Основные механические свойства исследуемых материалов после закалки и отпуска в литом состоянии и после СФ приведены в таблице. Как видно, твердость HRC в литом состоянии и после СФ и прокатки практически остается постоянной, в то время, как после СФ и прокатки увеличивается не только предел пластичности при изгибе (в 2 – 3 раза), но и ударная вязкость (в 6 – 8 раз) по сравнению с литым состоянием.

Таблица.2. Механические свойства исследуемых материалов.

Материал	Технология	Твердость, HRC	Предел пластичности при изгибе, σ_r , МПа	Ударная вязкость, КС, Дж/см ²
ИЧХ25	Литье	61	434	2,41
	СФ+прокатка	61	981	14,5
P2AM5Ф2НЮ	Литье	64	1560	18,7
	СФ+прокатка	65	4500	83,5

1. В.И.Ульшин, К.Л.Позняк. Получение высокоплотных порошковых заготовок из легированных сталей методом струйного формования, //Порошковая металлургия. - 1996. - № 9/10. - С. 9-13.
2. Ульшин В.И., Тихомиров С.В., Сидорчук О.М., Ульшин С.В. Швидкорізнальна сталь. Патент на винахід №77729 С22С 38/22 Бюл. №15.01.2007.

ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ ПОРИСТОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ ПОРОШКА КАРБИДА ТИТАНА И ЕГО МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Шустов В.С.

Россия, Учреждение Российской Академии Наук Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН, _Nemo_73@mail.ru

PRODUCING TECHNOLOGY AND MECHANICAL PROPERTIES OF POROUS MATERIAL BASED ON TITANIUM CARBIDE POWDER

Shustov V.S.

Regimes for titanium carbide powder pressing and sintering were determined. The porous material based on titanium carbide powder with open porosity nearly 50% was synthesized. The strength of materials is in the range from 66 to 95 MPa and tends to reduction with growth of sintering temperature within 1250-1550°C. Average hardness values of the samples range from HRA 46 to HRA 67.

Высокие твердость и износостойкость, теплопроводность, устойчивость к воздействию кислот, щелочей и температур до 1000°C [1,2] позволяют применять карбид титана в качестве фильтрующего элемента в фильтрах тонкой очистки агрессивных газов и жидкостей, в том числе расплавов металлов и полимеров. Использование карбида титана в качестве тонких пленок и износостойких покрытий на инструментальных, конструкционных и других изделиях позволяет увеличить в несколько раз срок службы изделий, сэкономить дорогостоящие и дефицитные материалы. Металлокерамические мембраны из модифицированного карбида титана с размерами пор менее 1 мкм (мембраны каталитического действия) позволяют проводить глубокую доочистку воды от тяжелых металлов, свободного хлора, сероводорода, летучих органических соединений, бактерий и снижать способность солей жесткости к образованию накипи за счет окислительно-восстановительных реакций, которые проходят на развитой поверхности мембраны.

В работе были определены режимы консолидации порошков карбида титана для получения пористых изделий и определены механическая прочность на изгиб и твердость по Роквеллу полученного пористого материала.

Использовались порошки карбида титана, полученные гидридно-кальциевым методом, заключающемся в термической обработке смеси оксида титана с гидридом (CaH_2) и карбидом кальция (CaC_2) при относительно низких температурах 900-1200 °С и дальнейшей обработке продуктов реакции оксида водой и раствором соляной кислоты. Средний размер частиц используемого в работе монокристаллического порошка карбида титана определялся расчетом из удельной поверхности и составил 130 нм (что соответствует $S_{\text{уд}}=9,12 \text{ м}^2/\text{г}$). Химический состав порошка, % (масс.): TiC – основа; углерод общий - 19,1; углерод свободный – менее 0,07. Содержание фазы TiC с параметром решетки $a = 4,3245 \text{ \AA}$ составляет 99 %, содержание соединения CaTiO_3 около 1 %. На рис.1 представлена РЭМ-фотография исходного порошка.

Для изготовления пористых изделий необходимой формы, заданных свойств и размеров применялись методы порошковой металлургии – прессование и спекание порошков. Для получения порошка с высокой сыпучестью и уменьшения нагрузки прессования, при которой получались бы достаточно прочные прессовки, из порошка карбида титана был приготовлен гранулированный порошок со связующим.

В данной работе были получены прессовки в виде дисков диаметром 26,7 мм, в виде балочек с размерами основания $40,0 \times 4,0 \text{ мм}^2$, тонкой пластинки диаметром 71 мм и тонкостенной трубки с внутренним диаметром $\approx 35 \text{ мм}$ и высотой 40 мм (рис.3). Образцы в виде дисков, балочек и тонкой пластинки получали общепринятым методом одноосного одностороннего прессования в пресс-форме. Для получения изделия в виде трубки использовался метод гидростатического прессования, заключающийся в том, что на засыпку, находящуюся в эластичной оболочке (рис.2), передается сжимающее усилие, создаваемое жидкостью.

Для определения оптимального режима спекания был проведен ряд опытов по спеканию образцов в виде дисков и балочек. Спекание проводилось в вакууме 10^{-2} Па при температурах 1250,

1350, 1450 и 1550 °С. После определения пористости и исследования механических свойств образцов, спеченных при разных температурах, было принято образцы в виде трубки и тонкой пластинки спекать при температуре 1250 °С. Результаты определения характеристик спеченных образцов (плотность, полная относительная плотность, пористость, предел прочности на изгиб) приведены в таблице 1.

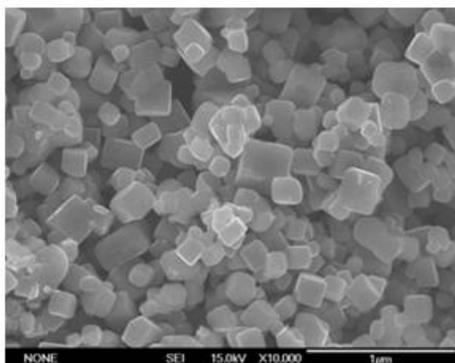


Рис.1 Изображение частиц порошка TiC со средним размером 0,13 мкм.

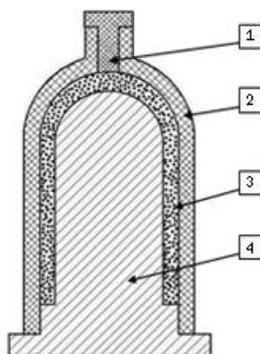


Рис.2 Схема пресс-формы для получения изделий в виде трубок: 1 – пробка, закрывающая отверстие для засыпки порошка, 2 – эластичная оболочка, 3 – порошок, 4 – стальной стержень.

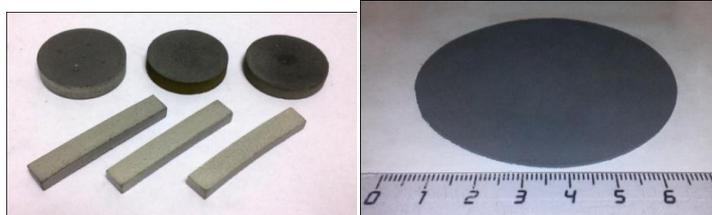


Рис. 3. Фото образцов, полученных в работе.

Таблица 1. Характеристики образцов в виде балок.

№	Температура спекания, °С	Относительная плотность, %	Открытая пористость, %	Предел прочности $\sigma_{изг}$, МПа
1	1250	67	32,7	87
2	1250	67	32,7	91
3	1350	72	27,7	95
4	1350	73	28,5	81
5	1450	76	19,5	67
6	1450	76	19,6	89
7	1550	73	19,8	70
8	1550	73	21,8	71
9	1550	73	17,3	85
10	1550	74	19,9	74

Методом гидростатического взвешивания была определена плотность спеченной трубки из порошка гидридно-кальциевого карбида титана, значение которой составило 3,03 г/см³ (относительная плотность 61,5%). Значение открытой пористости составило не менее 32,6%.

Вывод. Методами прессования гранулированных порошков и спекания их в вакууме получены пористые изделия в виде дисков, балок, тонких (~1мм) пластин и трубки на основе порошка карбида титана с высоким значением открытой пористости. Предел прочности на изгиб полученного пористого материала имеет тенденцию к уменьшению с ростом температуры спекания в пределах температур 1250-1550°С, при этом находится в интервале от 66 до 95 МПа. Средние значения твердости образцов, спеченных при температурах от 1250 до 1550 °С, варьируются в пределах от HRA 46 до HRA 67.

Работа поддержана РФФИ (грант 11-08-00105).

1. Кипарисов С.С., Левинский Ю.В., Петров А.П. Карбид титана: получение, свойства, применение. - М.: Metallurgy, 1987, 216 с.
2. Мармер Э.Н., Гурвич О.С., Мальцева Л.Ф. Высокотемпературные материалы. – М., Metallurgy, 1967, с.215.

***СЕКЦИЯ 7 - СОЗДАНИЕ
НАНОСТРУКТУРНЫХ ПОКРЫТИЙ,
ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ И
ГРАДИЕНТНЫХ СТРУКТУР ДЛЯ
ПЕРСПЕКТИВНЫХ МАТЕРИАЛОВ С
УЛУЧШЕННЫМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ***

СОЗДАНИЕ ТВЕРДЫХ, ИЗНОСО-И КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ НАНОСТРУКТУРНЫХ ПОКРЫТИЙ МЕТОДОМ ПЛАЗМЕННОЙ ДЕТОНАЦИИ ПОРОШКОВЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Ni - Cr И Co –Cr

Алонцева Д.Л.

*Казахстан, Восточно-Казахстанский государственный технический университет,
dalontseva@mail.ru*

CREATING THE FIRM, WEAR-PROOF AND CORROSION-RESISTANT COATINGS ON BASE OF Ni - Cr AND Co–Cr POWDER ALLOYS BY PLASMA DETONATION METHOD

Alontseva D.

Kazakhstan, East Kazakhstan State Technical University, dalontseva@mail.ru

The investigation of structurally-phase compositions and properties of the plasma detonation coatings on steel substrates is carried out. These coatings are produced from industrial powders on the basis of Ni-Cr and Co-Cr (Russia standard). An “Impulse-6” plasma detonation unit was used to form protective coatings 60 to 300 μm thick of powder alloys on construction steel (St3) substrate. Coatings are modified by e-beam in the mode of direct current and by pulse plasma jet at the Sumy Institute of Surface Modification (Sumy, Ukraine). Experimental methods of analysis: AFM by JSPM-5200 (“JEOL”, Japan), TEM by JEM-2100 (“JEOL”, Japan), SEM by JSM-6390LV (“JEOL”, Japan) with WDS and EDS (“Oxford Instruments”, Great Britain), XRD by X’Pert PRO (“PANalytical”, the Netherlands), X-Ray Photoelectron Spectroscopy by JSX-3100RII (“JEOL”, Japan) and by SRV-1 spectrometer (“Technoanalyst”, Kazakhstan), ESCA by JPS-9010MC (“JEOL”, Japan). The micro- and nano-hardness measurement, wear and corrosion tests have done. The foils for TEM were prepared by Ar ion sputter etching method using the PIPS facility (“Gatan”, USA). The nano-hardness tests were conducted with Berkovich triangular indenter on Nano Indentor II nano-hardness tester, (MTS Systems Corporation, Oak Ridge, USA). Corrosion was tested using the potentiostatic measurements. Wearability was measured with a SMTS-2 using a plane-cylinder scheme in technical petroleum jelly. It has been proven that the plasma detonation coatings are a mixture of differently oriented nanograins in the size of 1-2 nanometers and lamels of intermetallic phases in length to 50 nanometers. Coatings have differences in phase composition, in a microstructure and in microhardness on depth. The model of a microstructure of a thick plasma detonation coating on steel substrate is created. Computer simulation of temperature distribution in depth from the surface of coatings under e-beam and plasma jet irradiation have done and certain parameters for additional melting by irradiation have established. The irradiation on calculation modes is completed. It is established that the roughness of the modified coatings decreases in 4-5 times, wear resistance increases in 6 time, hardness increases on the average by 15 %, corrosion resistance in sulfuric acid (0,5 M H_2SO_4) and in sea water increases on 25 %.

Проведено исследование структурно-фазового состава и свойств покрытий, нанесенных методом плазменной детонации на стальные подложки. Покрытия получены из промышленных порошков на основе Ni-Cr (ПГ-19Н-01, ПГ-10Н-01 и ПГ-АН-33) и Co-Cr (АН-35), изготовленных по ГОСТ 28377-89 и ГОСТ 21448-75. Покрытия нанесены в воздушной среде на подложки из стали (Ст3) на установке «Impuls-6» и модифицированы непрерывным электронным (в вакууме) и импульсным плазменным (на воздухе) облучением в Сумском институте модификации поверхности (г. Сумы, Украина). Толщина покрытий составляла величину от 60 до 300 мкм.

Методы исследования: АСМ, ПЭМ, рентгеноструктурный фазовый анализ, рентгенофлуоресцентный анализ, сканирующая электронная микроскопия с энергодисперсионным и волновым дисперсионным анализом, коррозионные испытания, измерения микро и нанотвердости, испытания на износ методом измерения объемного уноса при трении в среде технического вазелина.

Установлено, что покрытия, нанесенные методом плазменной детонации, имеют различия в фазовом составе, в микроструктуре и в микротвердости по глубине [1-3]. Поверхностный слой покрытия имеет аморфную структуру с оксидами и карбидами. Ширина этого слоя оценивается величиной порядка 1 мкм. Он характеризуется повышенным содержанием Cr. Толщина второго слоя фактически совпадает с толщиной покрытия, он состоит из крупных вытянутых зерен, внутри

которых наблюдается субструктура из нанозерен (размер 1-2 нм) и образуются области упорядоченного твердого раствора размерами 30-50 нм, внутри которых происходит выделение ламелей интерметаллидной фазы (Ni_3Cr в покрытиях на основе Ni-Cr и CoCr в покрытиях на основе Co-Cr). Третий и четвертый слой являются переходными от покрытия к подложке (диффузной зоной), шириной около 50 мкм. Предложена схема строения толстых покрытий, нанесенных методом плазменной детонации на стальные подложки (рис.1).

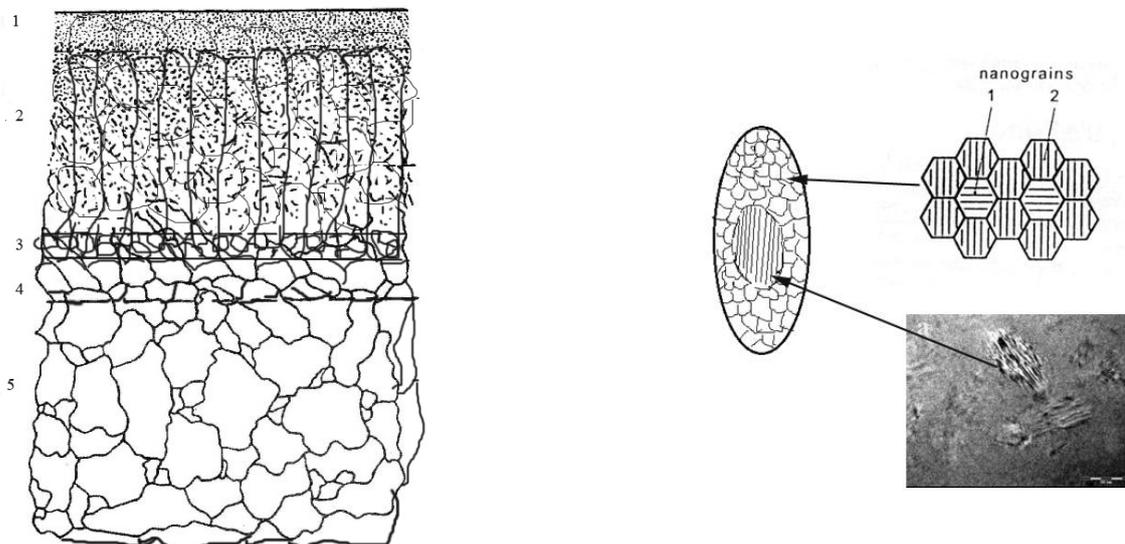


Рис. 1 Схематическое изображение строения покрытий, нанесенных методом плазменной детонации на стальную подложку: 1- аморфный слой с оксидами, карбидами и повышенным содержанием элементов покрытия, плохо растворимыми при высоких температурах; 2 - текстурированная матрица покрытия (твердый раствор на основе главной составляющей покрытия с выделением интерметаллидных фаз) и нерасплавленные частицы порошка покрытия, 3 – переходный слой от покрытия к подложке, с областями деформации в покрытии, с мелко раздробленными частицами порошка, 4 - переходный слой с измельченными зёрнами подложки, 5 – подложка.

Штрихами в зёрнах показаны области распада твердого раствора с выделением ламелей интерметаллидных фаз. Схема справа поясняет строение зёрна покрытия и иллюстрирует выделение интерметаллидных фаз

Сделан расчет распределения температурного профиля при облучении и предложены определенные параметры для дополнительной обработки покрытий электронным пучком и плазменной струей. Численными методами решалось уравнение теплопроводности. Основная идея моделирования распределения температурного профиля при облучении заключалась в том, что, задавая различные плотности тока электронного пучка или плотности энергии плазменной струи, можно рассчитать глубину, на которой происходит плавление покрытия. Оптимально, когда оплавление происходит не более чем на толщину покрытия (лучше адгезия и меньше затраты энергии). Расчет распределения температурного профиля при воздействии импульсной плазменной струи на образец с покрытием при помощи лицензионной программы «Diffpack Encounter» проведен в лаборатории прикладного и теоретического материаловедения Института ядерной физики НЯЦ РК (Алматы, Казахстан). Местонахождение максимума температурного профиля при электронном облучении является функцией кинетической энергии электронов. Для расчетов стационарного температурного профиля при различных плотностях тока электронного пучка при фиксированном значении энергии электронов была написана программа на языке Delphi 7 и проведен численный эксперимент (ВКГТУ). Проведено облучение по расчетным режимам. Установлено, что шероховатость модифицированных покрытий уменьшается в 4-5 раз, износостойкость возрастает до 6 крат, твердость увеличивается в среднем на 15%, коррозионная стойкость в 0,5 м H_2SO_4 и в морской воде возрастает на 25%.

Литература

1. Алонцева Д.Л. Опыт применения плазменной технологии нанесения покрытий на основе Ni-Cr на стальную подложку и модификации их свойств электронным облучением// Сборник материалов Третьей международной конференции «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов» DFMN-09, Москва: Интерконтакт Наука, 2009. – С. 458-460
2. Pogrebnjak A.D., Ruzimov Sh.M., Alontseva D.L., Zukovski P., Karvat S., Kozak C., Kolasik M. Structure and properties of coatings on Ni base deposited using a plasma jet before and after electron a beam irradiation// Vacuum, 2007, Vol. 81, P. 1243-1251
3. Алонцева Д.Л. Модификация дуплексной обработкой структурно-фазового состояния и свойств покрытий на основе Co-Cr и Ni-Cr, нанесенных плазменно-детонационным методом //Известия ВУЗов. Физика, Томск, 2008, Том 51, № 11/2, С.44-51

ВЛИЯНИЕ УПРОЧНЕНИЯ ПОВЕРХНОСТИ НА НАКОПЛЕНИЕ ПОВРЕЖДЕНИЙ В МАТЕРИАЛЕ

Багмутов В. П., Столярчук А. С., Коробов А. В.

Россия, Волгоградский государственный технический университет, sopromat@vstu.ru

THE INFLUENCE OF SURFACE HARDENING ON DAMAGE ACCUMULATION IN MATERIAL

Bagmutov V. P., Stolyarchuk A. S., Korobov A. V.

The deformation behavior of materials under cyclic creep at the mesoscale level is studied. The analysis of experimental results makes it possible allows to establish stochastic and deterministic components of mesodeformation. A comparative study of reset and hardened surface plastic strain states using correlation, regression and wavelet analysis is carried out. The influence of surface condition on mesodeformation components is shown.

Как известно, обработка деталей машин поверхностным упрочнением, в частности поверхностным пластическим деформированием (ППД), приводит к увеличению циклического ресурса машин и конструкций, т.к. поверхностный слой оказывает превалирующее влияние на усталостное разрушение. Особый интерес представляет исследование логарифмических деформаций ϵ и их скоростей $\dot{\epsilon}$, обуславливающих накопление мезоповреждений, поскольку разрушение изделия на макроуровне – это результат деструкции материала на более мелких масштабных уровнях (в первую очередь, на ближайшем – мезомасштабном, которому уделяется особое внимание в случае циклических нагружений [1-3]). Для объяснения закономерностей процесса разрушения поликристаллических материалов в широком спектре деформаций предлагаются различные подходы [4-6].

Настоящая работа посвящена изучению деформационного поведения материала (при его циклической ползучести в малоцикловой области усталости) на мезомасштабном уровне как в исходном состоянии, так и после ППД. Целью работы является определение влияния принятого метода упрочнения на две компоненты мезодеформаций (стохастическую и детерминированную) и, в конечном итоге, на усталостную прочность.

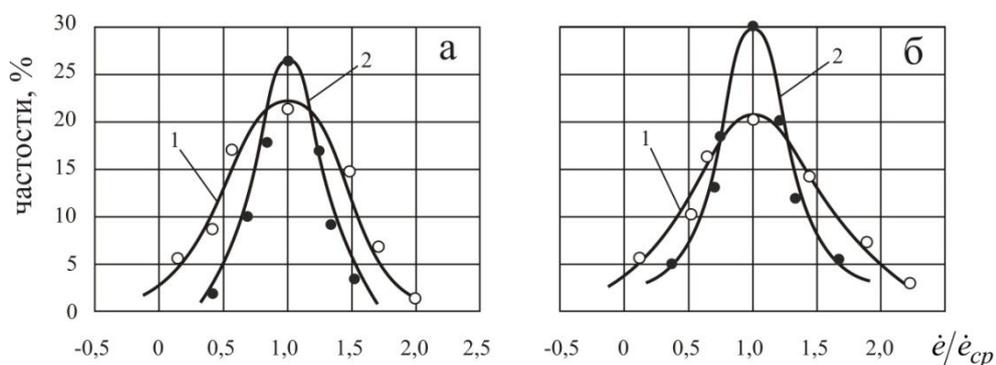


Рис. 1. Гистограммы распределения относительных скоростей деформаций для стали 20 (а) и титанового сплава ВТ6 (б): 1 – исходное состояние; 2 – после ППД

Статистическая обработка результатов измерения локальных деформаций, базирующаяся на гипотезе о случайном распределении мезодеформаций по объему, позволяет установить, что поверхностное упрочнение оказывает непосредственное влияние на стохастическую компоненту деформационного повреждения. Этот эффект проявляется в виде сжатия функции плотности распределения деформаций и скоростей повреждений (рис. 1). Последнее свидетельствует о более равномерном распределении стохастических повреждений в упрочненном поверхностном слое материала.

Wavelet-анализ экспериментальных данных показал наличие деформационных структур на мезомасштабном уровне как в исходном состоянии материала, так и после ППД (рис. 2). Обнаружение таких структур позволяет принять гипотезу о появлении в поле исследованных случайных величин детерминированной составляющей повреждения, что согласуется с работами [1; 4; 7].

Для аналитического описания детерминированной составляющей использовали регрессионный анализ. Построены эмпирические линии регрессии значений приращений мезодеформаций $\Delta^2 e_i / \Delta x^2$ вдоль оси нагружения x в зависимости от флуктуаций деформационных повреждений

$\lambda_i = e_i - e$, где $e = \frac{1}{m} \sum_1^m e_i$ (m – объем экспериментальной выборки; для получения достоверных результатов объем принимался в интервале: $100 \leq m \leq 200$).

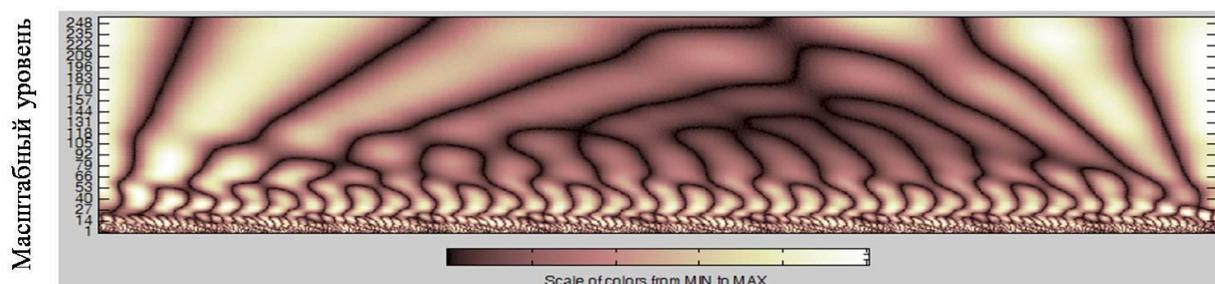


Рис. 2. Спектрограмма мезодеформаций для стали 20 после ППД (за базовый принимался вейвлет Добеши)

Это позволило, опираясь на эмпирическую линию регрессии и применив предельный переход [8], получить статистически значимую зависимость флуктуации деформации $\lambda = \lambda(x)$ в виде синусоидальной функции как интеграла дифференциального уравнения:

$$d^2 \lambda / dx^2 + k^2 \lambda = 0.$$

Проведен сравнительный анализ результатов обработки экспериментальных данных для исходного и упрочненного материалов. Показано, что в случае поверхностного упрочнения, происходит изменение длины волны синусоиды, что можно интерпретировать как факт влияния ППД на детерминированную составляющую мезодеформаций.

Таким образом, поверхностное упрочнение оказывает влияние и на стохастическую, и на детерминированную составляющие, что свидетельствует о принципиальных искажениях исходной структуры материала в результате упрочнения поверхностного слоя. Эти искажения структуры в поверхностном слое после ППД приводят к уменьшению скорости накопления повреждений на макроуровне (и, как следствие, к увеличению малоциклового прочност), что подтверждает доминирующую роль поверхности в области малоциклового усталости.

Список использованных источников

1. Панин, В. Е. Фрактальная мезоструктура на поверхности поликристаллов при усталостном разрушении / В. Е. Панин [и др.] // ДАН. Техническая физика. – 1999. – Т. 365. – № 2. – С. 186-189.
2. Багмутов, В. П. Влияние поверхностного слоя на статистический характер необратимых мезодеформаций и повреждение металлов при циклических нагружениях / В. П. Багмутов, А. С. Столярчук, В. Н. Арисова // Вопросы материаловедения. – 2002. – № 1 (29). – С. 364-372.
3. Романов, А. Н. Влияние структурной неоднородности металлических материалов на характер образования и развития разрушения / А. Н. Романов, Н. И. Филимонова // Деформация и разрушение материалов и наноматериалов. DFMN'2009 : сб. матер. третьей междунар. конф., г. Москва, 12-15 окт. 2009 г. В 2 т. Т. 1 / Ин-т металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова [и др.]. – М., 2009. – С. 91-92.
4. Физическая мезомеханика и компьютерное конструирование материалов: В 2 т. / под ред. В. Е. Панина. – Новосибирск: Наука, 1995. – Т. 1. – 250 с.
5. Рыбин, В. В. Структурно-кинетические аспекты физики развитой пластической деформации / В. В. Рыбин // Известия вузов. Физика. – 1991. – № 3. – С. 7-22.
6. Малыгин, Г. А. Процессы самоорганизации дислокаций и пластичность кристаллов / Г. А. Малыгин // Успехи физических наук. – 1999. – Т. 169. – № 9. – С. 979-1010.
7. Зуев, Л. Б. О новом типе волн пластической деформации в твердых телах / Л. Б. Зуев [и др.] // Известия вузов. Физика. – 2001. – № 2. – С. 46-53.
8. Багмутов, В. П. Моделирование деформационной структуры при пульсирующем растяжении металлов / В. П. Багмутов, А. С. Столярчук, Д. А. Грига // Концептуальное проектирование в образовании. технике и технологии : межвуз. сб. научн. тр. – Волгоград : ВолгГТУ, 2000. – С. 27-34.

О ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИКАХ ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ КВАРЦЕВОГО СТЕКЛА

Бедарев А.Г., Савенко В.И.

Россия, Москва, Институт физической химии и электрохимии РАН. e-mail: visavenko@rambler.ru

ABOUT PHYSICAL-CHEMISTRY CHARACTERISTICS OF QUARTZ GLASS

Bedarev A.G., Savenko V.I.

Some physical-mechanical characteristics such as sclerometry and indentation microhardness, friction force and coefficient of friction have been investigated in subsurface layers of quartz glass under different boundary conditions on the sample surfaces. The plastic-brittle transition in the subsurface layers as a function of indenter loads has been investigated under different surrounding surfactants.

Как известно, физико-механические характеристики приповерхностных слоев кварцевого стекла определяют в значительной степени стабильность эксплуатационных свойств изготовленных из этого стекла изделий. Поэтому их исследование при различных граничных условиях на поверхности стеклянных образцов представляет несомненный практический интерес. К таким характеристикам в первую очередь следует отнести трещиностойкость, склерометрическую микротвердость при царапании приповерхностного слоя, микротвердость на вдавливание,

характеризующие его сопротивление абразивному износу, а также силу трения и коэффициент трения в паре с наиболее характерной абразивной частицей. Однородность механических свойств приповерхностного слоя материала по глубине может быть оценена по зависимости указанных характеристик от нагрузки на абразивную частицу (или царапающий инструмент - индентор).

В связи с этим данная работа посвящена анализу поведения вышеперечисленных характеристик в зависимости от нагрузки на индентор при различных физико-химических условиях на поверхности стеклянных образцов.

Испытания проводили на специально сконструированном для этой цели микротрибометре, изготовленном на основе серийного микротвердомера ПМТ-3. Плоские стеклянные образцы крепились на предметном столике измерителя силы трения, который представлял собой горизонтальный пружинный динамометр. Горизонтальная эффективная жесткость динамометрической системы составляла 3,1 Н/см, вертикальная полагалась равной бесконечности. В качестве модели для абразивной частицы использовали алмазный индентор – стандартную пирамиду Виккерса с углом при вершине 136 градусов, а также стальную сферу радиусом 1,2 мм. Вертикальная сила поджима индентора к стеклянному образцу задавалась нагружающей системой прибора ПМТ-3 и варьировалась в интервале 0,10 – 0,35 Н. Сила трения регистрировалась по электрическому сигналу, появлявшемуся на выходе усилителя блока тензодатчиков динамометрической системы при скольжении индентора по поверхности образца. Запись силы трения осуществлялась при помощи двухкоординатного графопостроителя типа Н-301. Скорость скольжения индентора по образцу во всех опытах составляла 2 мкм/сек.

Эксперименты с образцами проводили на воздухе при относительной влажности 60%, а также в дистиллированной воде и водных растворах щелочных электролитов. Для получения электролитов с различными рН использовали водные растворы 10^{-3} М КСl с добавками необходимого количества раствора 0,1М КОН.

Кроме силы трения и коэффициента трения в экспериментах измеряли микротвердость на вдавливание и на царапание (склерометрическую микротвердость). В первом случае число твердости

рассчитывали по формуле $H_i = 1,854P/d_i^2$, во втором – по формуле $H_s = 3,708P/d_s^2$, где P нагрузка на индентор, d_i диагональ отпечатка, d_s – ширина царапины. Кроме того, при каждом склерометрическом испытании проводили оценку степени заполнения царапины поверхностными трещинами (в %) и строили зависимость найденной характеристики от нагрузки на индентор. В качестве критической нагрузки, определявшей порог перехода от пластического к хрупкому контакту, принимали нагрузку P_{cr} , при которой степень заполнения царапины трещинами составляла 50%.

В табл.1 представлены зависимости силы трения F и коэффициента трения K от нагрузки на индентор P при испытаниях образцов из стекла марки КВ на воздухе. Они свидетельствуют о том, что в исследованном интервале нагрузок P коэффициент трения зависит от нагрузки, увеличиваясь с ростом последней. Таким образом, в рассматриваемом случае трение осуществляется по деформационному механизму (в соответствии с классификацией И.В.Крагельского). При этом, начиная с нагрузки P=0,2 Н вокруг пластичной царапины появляются хрупкие трещины, линейная плотность которых с ростом величины P также увеличивается. Зависимость коэффициента трения от нагрузки на индентор, или от глубины вдавливания последнего в приповерхностный слой образца может являться также следствием неоднородности механических свойств материала по глубине.

Таблица 1

P, 10^{-2}Н	10	15	20	25	30	35
F, 10^{-3}Н	2,2	5,9	12,5	19,2	26,9	36,7
K, 10^{-2}	2,2	3,9	6,3	7,7	9,0	10,5

Примечание. Коэффициенты вариации приведенных в таблице значений силы трения и коэффициента трения не превышали 7 – 10%

Опыты со стеклянными образцами в нейтральных (при $pH = 6,5$) и щелочных растворах электролитов показали следующее. При испытаниях в сильно щелочных растворах (при $pH \sim 10 - 12$) в отличие от нейтральных и слабощелочных, порог хрупкости по сравнению с испытаниями на воздухе смещается к верхней границе использованных нагрузок P . Это обстоятельство обусловлено конкуренцией между охрупчивающим и пластифицирующим действием сильно щелочной среды с преобладанием последнего. В нейтральных и слабощелочных средах наблюдается противоположная тенденция: в результате преобладающего в этих случаях охрупчивающего действия среды порог хрупкости смещается к нижней границе использованных нагрузок.

При трении по стеклянным образцам стального сферического индентора коэффициент трения практически не зависит от нагрузки ($K = 0,13$) и, следовательно, осуществляется в основном по адгезионному механизму. Оптико-микроскопическое исследование (при шестисоткратном увеличении) поверхностей трения в этом случае не обнаружило каких-либо следов хрупкой, или пластической деформации приповерхностного слоя при всех использованных нагрузках на индентор. Иными словами, контакт стальной сферы с поверхностью стекла оказался в этом случае в первом приближении полностью упругим.

В табл.2 представлены зависимости склерометрической микротвердости (при царапании) от нагрузки на индентор при испытаниях стеклянных образцов марки КВ алмазным индентором в сильнощелочном растворе электролита (при $pH = 12,54$). Оптико-микроскопическое исследование поверхностей трения показало, что при всех нагрузках на индентор вокруг царапин имелись хрупкие трещины. Было обнаружено, что, как и в случае коэффициента трения, склерометрическая микротвердость при царапании на пластичных участках царапин H_{sp} зависит от нагрузки на индентор P . При этом, в противоположность поведению коэффициента трения, величина H_{sp} падает с увеличением нагрузки P . С другой стороны, склерометрическая микротвердость H_{sc} на участках, содержащих вокруг царапины трещины, оказывается существенно ниже таковой для полностью пластичных участков (H_{sp}) и в среднем относительно мало изменяется с нагрузкой P (см. табл. 2). Причиной такого поведения склерометрической микротвердости H_{sc} является, по-видимому, то обстоятельство, что в процессе образования трещин вокруг участка царапины происходит частичная разгрузка приповерхностного слоя стекла, его сопротивление пластическому деформированию падает, а механическая податливость возрастает.

Таблица 2

$P, 10^{-2} \text{ Н}$	10	15	20	25	30	35
$H_{sp}, \text{ ГПа}$	28	23	22	20	16	8,7
$H_{sc}, \text{ ГПа}$	6,8	5,9	7,6	6,6	6,1	5,0

Примечание. Коэффициенты вариации приведенных в таблице значений склерометрической микротвердости не превышали 7 – 10%

Аналогичным образом ведет себя в зависимости от нагрузки P также и микротвердость H_i , измеренная при вдавлении индентора в стеклянные образцы.

АДГЕЗИОННАЯ ПРОЧНОСТЬ НАНОКОМПОЗИТНЫХ ПОКРЫТИЙ TiN И Zr-Ti-Si-N, НАНЕСЕННЫХ ВАКУУМНО-ДУГОВЫМИ МЕТОДАМИ

Береснев В.М.¹, Турбин П.В.², Ковалева М.Г.³, Колесников Д.А.³, Маликов Л.В.²,
Грудницкий В.В.¹, Стадник Ю.С.¹, Фурсова Е.В.²

¹Харьковский национальный университет имени В.Н. Каразина, Харьков, Украина

²Научный физико-технологический центр МОН и НАН Украины, Харьков, Украина, qiort@ukr.net

³Белгородский государственный университет, Центр коллективного пользования научным оборудованием «Диагностика структуры и свойств наноматериалов», Белгород, Россия

ADHESION STRENGTH OF TiN AND Zr-Ti-Si-N NANOCOMPOSITE COATINGS, DEPOSITED BY ION-PLASMA METHODS

Beresnev V.M.¹, Turbin P.V.², Kovaleva M.G.³, Kolesnikov D.A.³, Malikov L.V.²,
Grudnitskiy V.V.¹, Stadnik Yu.S.¹, Fursova E.V.²

Adhesion tests of TiN and Zr-Ti-Si-N nanocomposite coatings, deposited by ion-plasma methods on metal substrates have been carried out. The threshold values of the critical load, which make conditions for different types of adhesive and cohesive destruction of these coatings, have been determined.

В настоящее время вопросы адгезионной прочности нанокomпозитных покрытий, сформированных на основе тугоплавких соединений металлов переходной группы, практически не изучены. Это связано с определенными сложностями, обусловленными тем, что при оценке адгезионной прочности необходимо учитывать совокупность различных физических процессов, приводящих к различного рода деформациям, развитию, росту трещин и, в конечном итоге, разрушению покрытий.

Данная работа посвящена исследованию адгезионной прочности нанокomпозитных покрытий TiN и Zr-Ti-Si-N, нанесенных ионно-плазменными методами на металлические подложки.

Технологические параметры осаждения этих покрытий приведены в таблице:

Испаряемый материал	Покрyтия	I_d , А	P_N , Па	$U^{BЧ}$, В	U_{cm} , В	Примечания
Ti	TiN	100	0,3	200	200	Стандартная технология
Ti	TiN	100	0,3	200	-	Импульсная ВЧ технология
Zr+Ti+Si	Zr-Ti-Si-N	110	0,3	200	-	Импульсная ВЧ технология

Методом вакуумно-дугового осаждения с использованием стандартного напряжения и ВЧ напряжения (импульсный режим), подаваемого на подложку были получены покрытия TiN и Zr-Ti-Si-N толщинами ($\delta = 3,0$ мкм). При импульсном режиме потенциал смещения подавался на подложку от ВЧ генератора, который генерировал импульсы затухающих колебаний с частотой <1 МГц, длительность каждого импульса ~ 60 μ s, с частотой повторений ~ 10 КГц. Величина отрицательного автосмещения потенциала на подложке, благодаря ВЧ диодному эффекту, составляла 2 кВ в начале импульса (после срабатывания разрядника) и снижалась до 200 В в конце импульса (перед срабатыванием разрядника) [1]. Покрытия на основе TiN, Zr-Ti-Si-N осаждались на стальные подложки путем распыления титана марки BT1-00 и цельнометаллической мишени Zr+Ti+Si в среде реакционного газа - азота.

Для определения адгезионной прочности и исследования механизма разрушения использовался скретч-тестер РЕВЕТЕСТ (CSM Instruments). На поверхность покрытия алмазным сферическим индентором типа «Роквелл С» с радиусом закругления 200 мкм наносили царапины при непрерывно нарастающей нагрузке по стандартной схеме [2]. Испытания проводились при следующих условиях: нагрузка на индентор нарастала от 0,9 до 70 Н, скорость – 1мм/мин, длина царапины составила 10 мм, скорость нагружения - 6,91 Н/мин, частота дискретизации сигнала - 60, акустическая эмиссия – 9.

Ниже приведены фотографии царапин, полученных на образцах нанокompозитных покрытий Zr-Ti-Si-N (а) и TiN (б).

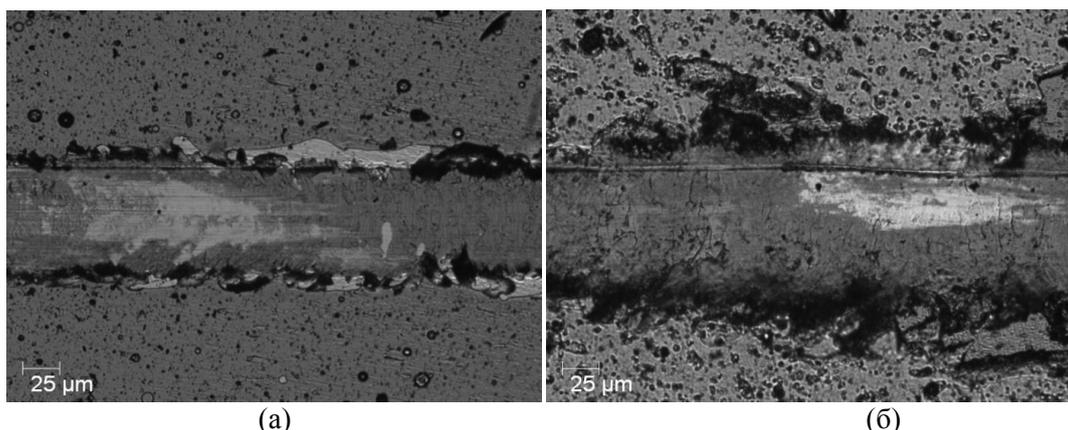


Рис.1. Фотографии царапин при нагрузке на индентор:
а) – покрытие Zr-Ti-Si-N при 27,6 Н; б) – покрытие TiN при 28,5 Н.

Видно, что эти покрытия имеют похожие механизмы разрушения. При царапании покрытия не отслаиваются и не образуют хрупких трещин. По-видимому это объясняется, тем что образующаяся в процессе царапания покрытий трибооксидная пленка на основе сложного оксида, выполняет функцию твердой смазки, снижая силу трения, а истирание покрытий обусловлено пластической деформацией и образованием усталостных трещин. Адгезионная прочность покрытий была определена по изменению характера сигнала акустической эмиссии и имела значение до 50 Н.

Таким образом, методом скретч-теста выполнен анализ адгезионной прочности и процессов разрушения нанокompозитных покрытий TiN и Zr-Ti-Si-N, нанесенных ионно-плазменными методами на металлические подложки.

Литература

1. Береснев В.М., Швец О.М., Беляева Т.Н. Особенности ввода высокочастотной энергии в потоке плазмы//ФИП. – 2005. – Т. 3, № 1-2. – С. 71-73
2. Современные методы оценки механических и трибологических свойств функциональных поверхностей: труды Международной научно-технической конференции [”Высокие технологии в промышленности России”], (Москва, 9–11 сентября 2004г) / М.: ОАО ЦНИТИ «Техномаш», 2004. – С.311-318

КОРРЕЛЯЦИЯ ШЕРОХОВАТОСТЕЙ КОНТАКТНЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ ТРЕНИЯ ПОКРЫТИЯ С УЛЬТРАДИСПЕРСНЫМИ МОДИФИЦИРУЮЩИМИ ДОБАВКАМИ И СТАЛЬНОГО КОНТРТЕЛА

Винокуров Г.Г., Лебедев Д.И.

*Россия, Институт физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова СО РАН
g.g.vinokurov@iptpn.ysn.ru*

CORRELATION OF ROUGHNESSES OF CONTACT SURFACES OF THE FRICTION OF THE ULTRA-DISPERSE POWDER MODIFIED COVERING AND STEEL COUNTERBODY

Vinokurov G. G, Lebedev D.I.

The summary

Work is devoted an interrelation establishment between roughnesses of contact surfaces of a wearproof powder covering and a steel counterbody at a sliding friction. As modifying additives at reception

wearproof gas-thermal coverings were used ultradisperse spinel CoAl_2O_4 , CuAl_2O_4 . It is shown, modifying additives of a covering essentially influence correlation of roughnesses of contact surfaces of a friction.

Введение.

Как показывают исследования, при трении скольжения износостойких порошковых покрытий профиль их контактной поверхности тесно связан со свойствами контртела [1,2]. Для исследования взаимосвязи процессов изнашивания порошкового покрытия и контртела актуальным является установление количественных соотношений для характеристик микрогеометрии контактных поверхностей. Целью данной работы является установление взаимосвязи шероховатостей контактных поверхностей износостойкого порошкового покрытия, модифицированного ультрадисперсными добавками шпинелей, и стального контртела при трении скольжения.

Материалы и методика экспериментов.

В работе в качестве модифицирующих добавок при получении износостойких газотермических покрытий использовались ультрадисперсные шпинели CoAl_2O_4 и CuAl_2O_4 , получаемые в процессе плазмохимического синтеза (порошки производства АО «НЕОМАТ» Латвии, средний размер частиц порядка 100 нм). Матрицу порошкового материала для напыления составлял промышленный самофлюсующийся порошок ПР-Н70ХТ7С4Р4 системы Ni-Cr-B-Si [3].

Для исследования изнашивания модифицированных покрытий проведены испытания на износ на машине трения СМЦ-2 при режимах: нагрузка 75 кГ, частота вращения вала 5 об/сек, трение сухое. На основе анализа работ и методик испытаний на износ выбрана схема трения «диск-колодка»; по соответствующим размерам были изготовлены контртела в виде колодок из стали марки Ст6. Поверхность трения исследовалась профилометром SJ-201P и на стереоскопическом микроскопе «Stemi 2000C» через каждые 4500 циклов трения, по выбранной схеме трения один цикл машины трения соответствует пути трения, равному $1,96 \times 10^{-2}$ м. Измерения шероховатости проводились на четырех маркированных диаметрально противоположных участках покрытия образца, затем данные усреднялись по всей поверхности трения.

Обсуждение результатов.

Установлено, что шероховатость контактных поверхностей изменяется сложным колеблющимся образом; примерно к ≈ 5000 циклов заканчивается участок влияния начального состояния контактных поверхностей трения из-за ее приработки. Далее, начинается превалирование влияния механизма изнашивания материалов, что приводит к существенной разнице в поведении шероховатости поверхностей трения покрытия и контртела. Тогда как шероховатость поверхности трения покрытия имеют меньшие колебания, шероховатость контртел характеризуется большим разбросом, обусловленным периодическими колебаниями. Это обусловлено тем, что стальной материал из-за низкой износостойкости способен к интенсивному изнашиванию, это приводит к регулярному появлению нового рельефа контртела с последующим сглаживанием, следовательно, к большей нестабильности шероховатости поверхности. Износостойкие покрытия характеризуются более высокими упругими свойствами, при фрикционном контакте более способны к сохранению рельефа поверхности трения.

Для отражения взаимосвязи шероховатости контактных поверхностей пары трения «покрытие - контртело» целесообразным является построение соответствующих данных по пути трения в координатах шероховатостей: покрытия $R_{aп}$ и контртела $R_{aк}$ (рис. 1). На рис. 1 сплошной и пунктирной линиями проведены прямые линейной регрессии для шероховатости покрытий с ультрадисперсными добавками CoAl_2O_4 и CuAl_2O_4 , соответственно. При трении покрытий, модифицированных шпинелью CoAl_2O_4 с контртелом из Ст6 наблюдается положительная корреляция шероховатостей. Однако, как видно из графиков, знак корреляции шероховатостей контактных поверхностей зависит от материала покрытия.

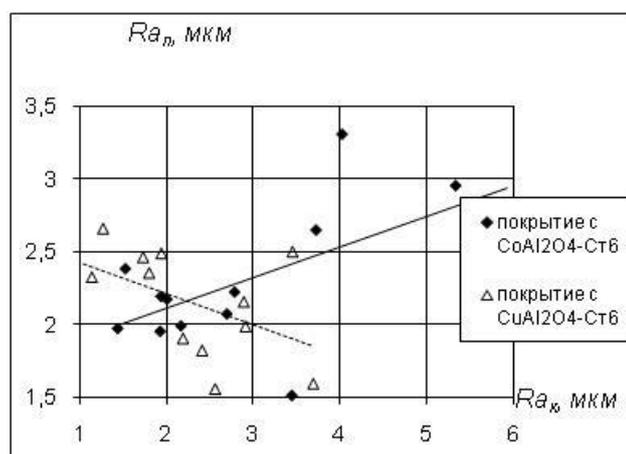


Рис.1. Взаимосвязь шероховатостей контактных поверхностей трения; покрытия с ультрадисперсными добавками $CoAl_2O_4$ и $CuAl_2O_4$; контртело Ст6.

Выводы.

1. В качестве характеристики взаимосвязи контактных поверхностей трения модифицированного покрытия и стального контртела предложено использовать коэффициент корреляции шероховатостей.

2. Влияние модифицирующих добавок покрытия на коэффициент корреляции шероховатостей контактных поверхностей является существенным. При трении покрытий, модифицированных шпинелью $CuAl_2O_4$ с контртелом из Ст6 происходит смена знака коэффициента корреляции шероховатостей контактных поверхностей трения.

FORMATION AND EVOLUTION OF NANOSTRUCTURAL PHASE STATES IN PLASMA-HARDENED ROLLS SURFACE

Gromov V.E., Konovalov S.V., Efimov O.Yu, Ivanov Yu.F.¹

Russia, Siberian State University of Industry, gromov@physics.sibsiu.ru

¹*Russia, Institute of high-current electronics SB RAS, yufi@mail2000.ru*

The process of hardening consists in high temperature heating of a surface section and its intensive cooling with the velocities providing the hardening substructure formation. Rolls durability can increase up to ~ 60 %.

Optimal condition determination of rolls plasma surface hardening and their service must take into account the formation and structure evolution laws and phase state in the process of rolls treatment and the following rolling.

We studied the evolution of structural phase states of plasma hardened rolls made of cast iron SPHN after 10 construction armature 10 mm diameter hot rolling. Samples, cut from plasma-hardened rolls of cast iron SPHN (3.78 wt. % C, 0.66 wt. % Si, 0.46 wt. % Mn, 0.83 wt. % Cr, 1.6 wt. % Ni, 0.06 wt. % Cu) of mill intermediate group, were chosen as the material of study. Surface hardening was carried out in a plasma hardening chamber UPN-303 a plasma generator with nozzle diameter of 6 mm, power – 45 kVA, plasma gas (Ar) consumption of 1.5 m³/h and shielding gas (N₂) consumption of 3.8 m³/h. The process of treatment consists in high temperature section heating of a pass surface (anode spot) and its intensive cooling by roll mass with velocities providing the hardening structure formation.

Phase sample state and its structure, cut from pass operating zone, which wasn't set in a stand were examined; some samples, cut from passes operating zone, in which 10 t armature 10 mm diameter were rolled after hardening, were studied too. The starting temperature of rolling is 1270 °C, the finishing one is 1100 °C, the rolling speed is 15 m/s.

The investigations of the etched polished specimen were carried out by the methods of optical and scanning electron microscopy ("SEM-515 Philips" device). The analysis of the phase state and sample surface layer structure was made by the methods of transmission electron diffraction microscopy. Structural

parameters were determined by the methods of planimetry. Phase analysis was made by the microelectronograms indexing.

Hardening of rolls made results as the in fusion of a surface layer of 130...150 μm thickness and thermal effect layer formation of 200...280 μm . High speed of crystallization and the following cooling, which is in the process of plasma treatment, is accompanied by the gradient structure formation in the material: fine dispersion ledeburite is formed in the surface layer of 50...60 μm thickness. The material bulk with austenite-martensite structure is defected at a distance of $\sim 70 \mu\text{m}$ from the treatment surface on the background of fine dispersion ledeburite. Pearlite grains, replacing austenite-martensite substructure ones, are detected while moving from plasma hardening surface. Roll axis zone microstructure is presented by iron carbide monolith, graphite and pearlite grains.

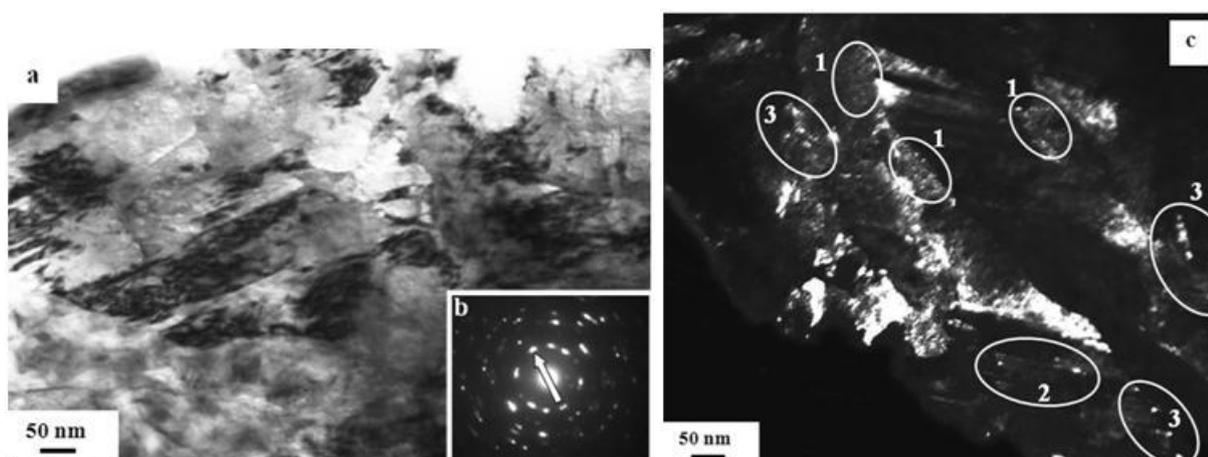


Fig. 1. Electron microscopic image of martensite crystal structure, modified under roll service in a rolling mill; a – light field; c – dark field, obtained in reflex $[110] \alpha\text{-Fe} + [211] \text{Fe}_3\text{C}$; b – microelectronogram (reflex is shown by the arrowed line, which results in a dark-area image). Material areas are under numbers in (c), which comprise some cementite particles formed: 1 – on dislocations; 2 – on microtwins; 3 – on boundaries.

Plasma hardened roll service in a rolling mill after 10 t armature rolling results in a partial destruction of a surface layer; layer thickness, obtained under melting crystallization, reduces up to 60 μm . Plasma hardened roll service in a rolling mill is accompanied by great amount of structural changes and cast iron phase state, caused by high temperature deformation pre-surface layer.

The methods of diffraction electron microscopy allowed to find out the following features of evolution of structural phase states in a roll after 10 t armature rolling.

Firstly, the ledeburite structure grinding of a roll surface layer. Crystal sizes of grinded cementite vary from 5 to 90 nm.

Secondly, martensite crystal solid solution decay with cementite particles formation. Particles locations are dislocations (area 1 in Fig.1), microtwins (area 2 in Fig.1) and crystal boundaries (area 3 in Fig.1). Sizes of particles, located on dislocations, are of 2.5 nm, located on microtwins – 5...8 nm; on martensite crystal boundaries – 10...15 nm.

Thirdly, defect substructure modification of martensite crystals which lies in both crystal fragmentation (the degree of fragments azimuthal disorientation evaluated according to reflex spread, runs into ~ 10 degrees), and dislocation scalar density increase (up to ~ 3 times).

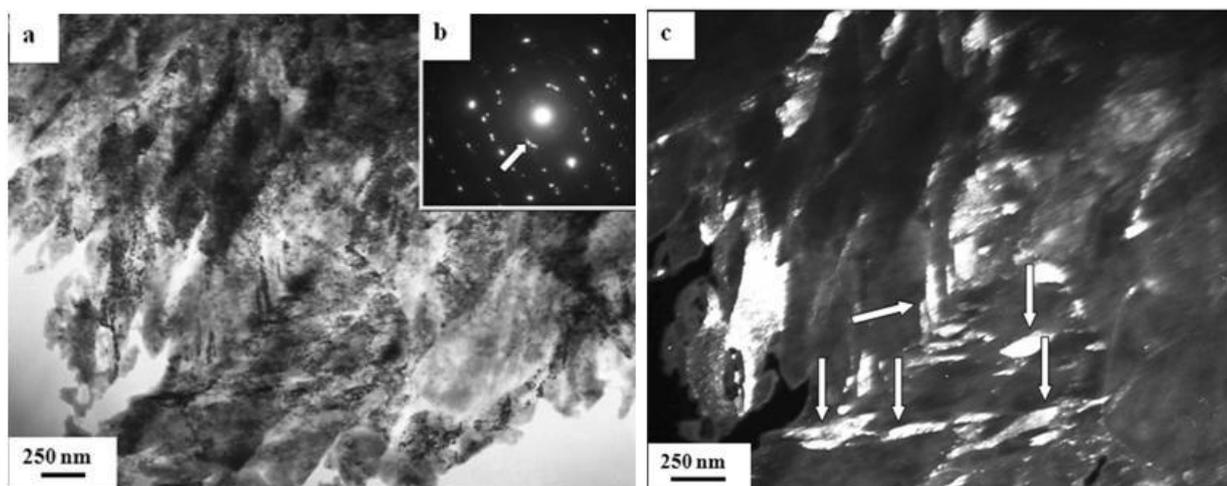


Fig. 2. Electron microscopic structure image, formed by polymorphic alpha-gamma-alpha transformation according to the transition mechanism with martensite crystal formation basically of a packed morphology; a – light field; c – dark field, obtained in reflex [110] α -Fe; b – microelectronogram (reflex is shown by the arrowed line, which results in a dark-area image). Packet martensite crystals are shown by the arrowed lines in (c).

Fourthly, pearlite structure transformation which lies in polymorphic alpha-gamma-alpha transformation according to the transition mechanism with martensite formation basically of a packet morphology (Fig.2). Martensite crystal sizes are limited by the longitudinal sizes of ferrite plates of pearlite grain. Thus, forming martensite possess the small sizes and can be referred to nanodimensional one: transverse crystal sizes vary from 20 to 30 nm; longitudinal sizes – 200...300 nm.

The authors would like to gratefully acknowledge the support of Ministry of education and science of the Russian Federation according to the realization of Analytical service programme “The development of scientific potential of high school (2009 – 2011)” (project 2.1.2/13482).

МЕХАНИЗМЫ ОТСЛОЕНИЯ НАНОПЛЕНОК ПРИ ВАКУУМНОМ ОСАЖДЕНИИ

Егоров Г.П., Волков А.А.

*Российская Федерация, Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»,
Grigory_egorov@mail.ru*

A MECHANISMS OF DELAMINATION OF NANOFILMS DEPOSITED UNDER VACUUM

Egorov G.P., Volkov A.A.

A mechanisms of delamination of thin films of Ti and Cu deposited on Cu substrate by magnetron sputtering are proposed. It is based on the intrinsic stress value in-situ measured during process of deposition. Measurements were performed continuously using a method proposed by authors. The stresses that occurred in the Ti film were found to be tensile, stresses that occurred in the Cu film were found to be compressive. The film delamination from a substrate occurred in both cases. It was revealed that the arising stresses are not induced by nonstationary heating process of the substrate. Local buckling due to interatomic binding weakening can lead to Cu film delamination. The major cause of Ti film delamination can be a microcracking due to substrate's thin surface layer yielding.

Многослойные тонкопленочные структуры широко используются в микроэлектронных [1], оптоэлектронных и микро-/нано- электромеханических устройствах [2]. При формировании в них возникают механические напряжения. Эти напряжения можно подразделить на два типа: термические напряжения и внутренние напряжения.

В данной работе проведен анализ возможных механизмов отслоения пленок Ti и Cu осажденных на медную подложку исходя из измеренного уровня внутренних напряжений в пленке.

Авторами проведены измерения прогиба свободного конца образца от времени при осаждении Ti и Cu на медную подложку [3]. Измерения проводились непосредственно во время осаждения, а так же после выключения магнетрона. По измеренным значениям прогиба образца рассчитаны удельные усилия, действующие на поверхности подложки и равномерно распределенные по ее ширине. Для исключения влияния возможных монтажных неточностей при установке образца перед каждым экспериментом проводилась градуировка датчика перемещений. Обнаружено, что при осаждении титана на медную подложку в пленке возникают растягивающие напряжения ($\sigma=160\text{МПа}$), а при осаждении меди на медную подложку – сжимающие ($\sigma=75\text{МПа}$). На образце Ti наблюдалось отслоение (образование трещин, сворачивание отслоившейся пленки), а на образце Cu – многоочаговое вздутие («пузырение»)

Авторы полагают, что основной причиной отслоения (вздутия) пленок является пластическая деформация подложки, проходящая в тонком поверхностном слое на границе раздела пленка-подложка. В случае с напылением Ti на Cu, пластическая деформация вызывает «перерезание» пленки дислокациями, что приводит к образованию микротрещин в теле пленки. В случае с напылением Cu на Cu, пластическая деформация в поверхностном слое подложки вызывает скопление дислокаций, что приводит к образованию несплошностей и, таким образом, происходит общее ослабление связей между атомами Cu подложки и атомами Cu растущей пленки. Далее, по предположению авторов, происходит местная (локальная) потеря устойчивости тонкого слоя пленки, что приводит к ее вспучиванию.

Установить причину (источник) возникновения механических напряжений между пленкой и подложкой однозначно не представляется возможным, на основе имеющихся экспериментальных данных. Предложенные механизмы отслоения подлежат дальнейшему исследованию.

Литература:

[1] Г.Хасс, Р.Э.Тун, Физика тонких пленок: Современное состояние исследований и технические применения. Нью-Йорк и Лондон. 1966. Пер. с англ. под ред. В.Б.Сандомирского. Т.3. М.:«Мир». 1968. С. 109-127

[2] Д. С. Кемпбелл, гл. 18 в кн. Технология тонких пленок (справочник). Под ред. Л. Майссела, Р. Глэнга. Нью-Йорк. 1970. Пер. с англ. под ред. М.И. Елинсона, Г.Г. Смолко, Т. 2. М.: Сов. Радио. 1977.

[3] G.P.Egorov, A.A.Volkov, and A.L.Ustyuzhaninov, The In Situ Measurement of the Intrinsic Stresses in Nanofilms, Nanotechnologies in Russia, 2010, Vol.5, Nos. 7-8, pp.486-492

АВТОМАТИЗИРОВАННАЯ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНАЯ УСТАНОВКА ДЛЯ МОДИФИКАЦИИ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ МАТЕРИАЛОВ

Жмакин Ю.Д., Романов Д.А., Будовских Е.А., Громов В.Е., Кузнецов В.А.

Россия, Сибирский государственный индустриальный университет, romanov_da@physics.sibsiu.ru

AUTOMATED ELECTROEXPLOSIVE INSTALLATION FOR MODIFICATION OF SURFACE LAYERS MATERIAL

Zhmakin Y.D., Romanov D.A., Budovskikh E.A., Gromov V.E., Kuznetsov V.A.

Russia, « Siberian State University of Industry », romanov_da@physics.sibsiu.ru

Two variants electroexplosive automated systems for the modification of surface layers on the material, resulting in improved productivity in plants, increase the accuracy and quality of materials processing. In both versions use the original solutions for the control of the process of charging the power capacitor bank. In one of the options offered a unique way of raising multiple DC voltage, is different from traditional methods.

Одним из перспективных направлений использования электровзрывной обработки материалов является электровзрывное легирование (ЭВЛ) поверхности с целью ее упрочнения и повышения функциональных свойств, таких, например, как твердость, износ- и жаростойкость и др. . В настоящее время доказано повышение эксплуатационных свойств при электровзрывном науглероживании, карбоборировании, меднении и боромеднении железа и никеля, алитировании и бороалитировании железа. После ЭВЛ в несколько раз увеличиваются эксплуатационные свойства штамповой стали X12M, быстрорежущей стали P6M5, титановых сплавов BT20, BT6.

Целью настоящей работы является автоматизация технологического процесса упрочнения поверхности, повышение его производительности и безопасности труда для чего разработана схема ЭВУ на симисторном регуляторе напряжения.

Принципиальная схема модернизированной установки (рис. 1) содержит следующие узлы: 1 – вводное устройство; 2 – симисторный регулятор напряжения с обратными связями по току в каждой фазе; 3 – источник постоянного напряжения для заряда конденсаторной батареи, используемой для электрического взрыва проводника; 4 – силовая конденсаторная батарея; 5 – коммутирующее устройство; 6 – плазменный ускоритель.

Симисторный регулятор напряжения, электрическая схема которого, состоит из нескольких узлов. Узел А состоит из силовых симисторов VS1-3 и предназначен для регулировки величины напряжения, поступающего на источник постоянного напряжения. Узел Б состоит из трансформаторов тока ТА1-3 и предназначен для подачи сигнала, пропорционального величине зарядного тока в схеме обратной связи. С их помощью осуществляется регулирование и стабилизация зарядного тока силовой конденсаторной батареи 4. Узел В состоит из трех схем, осуществляющих задание величины зарядного тока в каждой фазе симисторного регулятора. В этих схемах с выпрямителей VD7-10, VD11-14, VD15-18, питающихся от трансформатора TV6, подается напряжение питания на резисторы R4, R7, R10, с помощью которых устанавливается величина зарядного тока. Через резисторы R2, R5, R8, диоды VD19-21, конденсаторы C1, C3, C5, переменные резисторы R3, R6, R9 с сигналом задания суммируются сигналы обратной связи по току. Далее суммарные сигналы поступают в узел формирования управляющих импульсов Д, который состоит из схем блокинг-генераторов, собранных на транзисторах VT1-3. Из блока формирования опорных напряжений Г напряжение подается в узел формирования управляющих импульсов Д.

Узел коммутирующего устройства состоит из коммутирующих тиристоров VS4-5, узла формирования выдержки времени заряда-разряда батареи и узла формирования управляющих импульсов, подаваемых на тиристоры. Узел формирования выдержки времени состоит пускателей KM1-2 и реле времени КТ. Узел формирования управляющих импульсов состоит из реле KV, конденсатора C24, диодов VD65, VD67, трансформаторов TV-8, TV-9, диодов VD64, VD66, резисторов R17-18 и конденсаторов C22-23.

Электрическая схема автоматизированной электровзрывной установки с реле времени для модификации поверхностных слоев материалов работает следующим образом. Вводное устройство подает напряжение на схему. Регуляторами R4, R7, R10 задается величина зарядного тока силовой конденсаторной батареи СВ. С помощью установки выдержки времени на срабатывание на реле времени КТ устанавливается энергия заряда конденсаторной батареи СВ. Вследствие того, что зарядный ток I будет стабилизированным, напряжение U на силовой батарее СВ и заряд Q меняются от времени по линейному закону:

$$U = \frac{Q}{C} = \frac{I}{C} \cdot t.$$

Задавая время t с помощью реле времени, устанавливается необходимая энергия заряда батареи.

Использование реле времени вследствие инерционности его механических частей снижает точность работы установки. Устранение этого недостатка установки возможно при использовании в качестве источника напряжения генераторов мощных токовых импульсов (ГМТИ).

В схеме рис. 1 на конденсаторную батарею СВ подаются импульсы тока одной полярности, образуемые от ЭДС самоиндукции дросселя L.

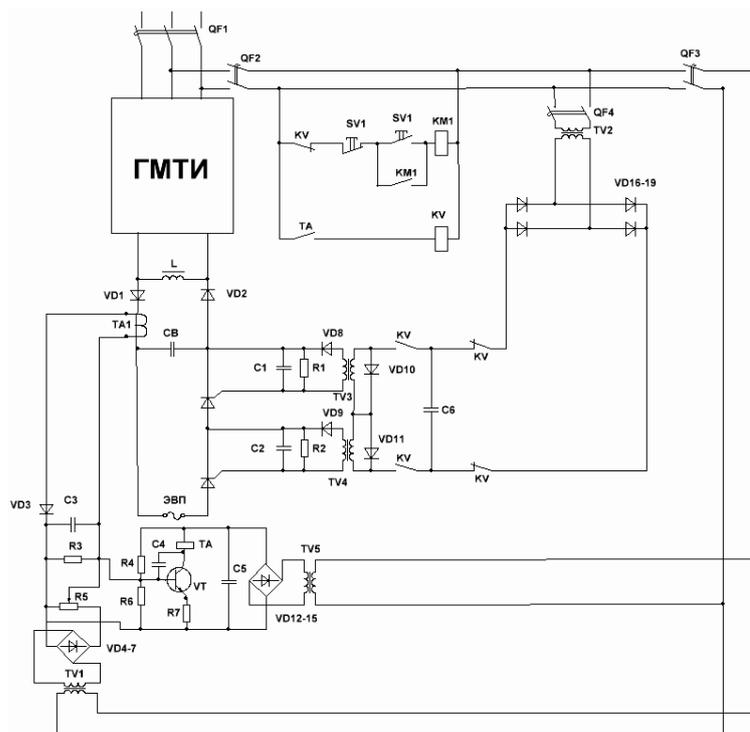


Рис. 1. Принципиальная электрическая схема ЭВУ на ГМТИ, построенном на запираемом тиристоре

На дроссель L подаются короткие импульсы тока от ГМТИ. В тот момент, когда производная силы тока по времени изменяет знак с «плюса» на «минус», образуется ЭДС самоиндукции, которая создает зарядный импульсный ток батареи СВ. Благодаря большой частоте импульсов, подаваемых на дроссель, можно зарядить конденсаторную батарею СВ до рабочего напряжения 5 кВ. Батарея СВ при одинаковой амплитуде импульсов, подаваемых на дроссель L, будет заряжаться по нелинейному закону. Для того, чтобы контролировать величину заряда батареи СВ, используется трансформатор тока ТА1, с помощью которого заряжается конденсатор С3. Поскольку между амплитудой импульсов, вырабатываемых дросселем L на конденсаторную батарею СВ, и амплитудой импульсов, вырабатываемых трансформатором тока ТА1 для заряда конденсатора С3, существует постоянная пропорция, между напряжением и зарядом батареи СВ и напряжением и зарядом конденсатора С3 существует та же пропорция. Таким образом, контролируя напряжение и, соответственно, заряд конденсатора С3, можно контролировать напряжение и заряд конденсаторной батареи СВ. Выставляя переменным резистором R20 необходимую величину заряда батареи СВ, в нужный момент процесс заряда батареи прекращается с помощью транзисторного ключа, собранного на транзисторе VT. Реле КА включается транзисторным ключом в момент, когда напряжение на конденсаторе С3, соответствующее напряжению батареи СВ, превысит напряжение, выставленное на резисторе R20.

ЭВУ, работающая на ГМТИ на запираемом тиристоре, позволяет избежать необходимости линеаризовывать зависимость напряжения и заряда конденсаторной батареи от времени. При этом упрощается процесс контроля за зарядом батареи СВ, повышается точность работы установки и безопасность обслуживающего персонала, так как из схемы исключается высоковольтный трансформатор.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 гг.» (гос. контракт № 14.740.11.0813) и грантом РФФИ (проект № 10-07-00172-а).

РЕЛАКСАЦИОННАЯ СТОЙКОСТЬ ОСАЖДЕННЫХ В ВАКУУМЕ ДИСПЕРСНОУПРОЧНЕННЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ НИКЕЛЬ - ОКСИДЫ

Ильинский А.И., Лябук С.И.

Национальный Технический Университет «Харьковский политехнический институт». Харьков
61002, Фрунзе 21, 707-64-35, ilinskialeks@mail.ru ; lyabuk@mail.ru

Composite films of Ni-SiO, Ni-Al₂O₃, Ni-ZrO₂ with the oxide phase content up to 2 vol. % were prepared by vapor deposition method. The films structure study by TEM technique revealed the presence of oxide nanoscale particles of 5 to 10 nm size distributed homogeneously in the polycrystalline Ni matrix of about 0,4 μ mean grain size. The films of this structure exhibited an extremely high level of strength. The stress relaxation regularities in the composites were considered.

Пленки (фольги) композитов Ni-SiO, Ni-Al₂O₃, Ni-ZrO₂ толщиной около 30 мкм, содержащие до 2 об. % оксидов, были получены осаждением из паровой фазы в вакууме. Просвечивающая электронная микроскопия выявила наноразмерные частицы оксидов (5 – 10 нм) в поликристаллической матрице Ni с зернами 0,3 – 0,5 мкм (рис.1). Фольги имеют экстремально высокий уровень прочности, достигающий ~ 1 ГПа. Эти значения находятся на уровне максимальной прочности Ni, полученного равноканальным угловым прессованием. Подобная структура с высокой плотностью межзеренных и межфазных границ приводит к высокой прочности и, вместе с тем, к интенсивной релаксации механических напряжений [1,2,]. Поэтому особый интерес представляет изучение релаксации напряжений в неравновесных объектах, к которым относятся исследуемые в данной работе вакуумные наноконкомпозиты.

Механические и релаксационные характеристики измерялись на универсальной установке TIRA-test 2300 высокой жесткости (до 12·10⁷ Н/м) с автоматической регистрацией результатов измерений вычислительной машиной и последующей обработкой диаграмм. Проводилось активное растяжение наноконкомпозитов со скоростью около 4·10⁻⁴ с⁻¹ с последующей релаксацией напряжений.

Обработка кривых релаксации композитов в координатах ln(- $\dot{\sigma}$) – σ (где $\dot{\sigma}$ – скорость релаксации) показала справедливость логарифмического закона. Анализ релаксационных кривых на основе термоактивационных представлений дает информацию об особенностях высокопрочного состояния наноконкомпозитов.

Обнаружена и проанализирована немонотонная зависимость релаксационной стойкости от состава наноконкомпозитов. Полученные результаты позволяют определить состав с оптимальным сочетанием прочности и релаксационной стойкости.

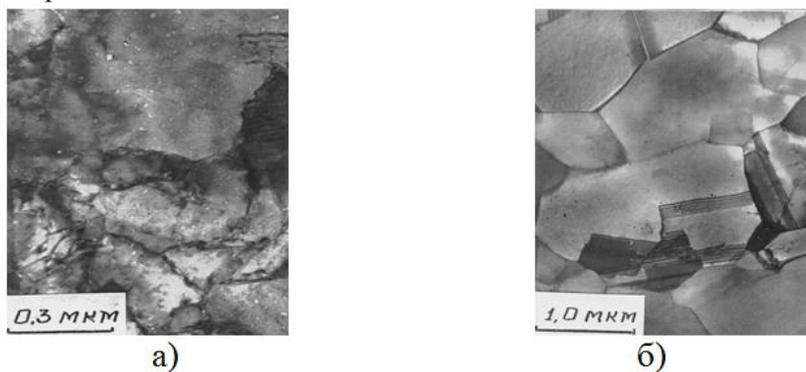


Рисунок 1- Структура композитов Ni-SiO – а, структура конденсатов Ni – б

1. A.I.I'insky, S.I.Lyabuk, A.I.Zubkov. Relaxation resistance of copper films strengthened with molybdenum nanoparticles// Functional Materials.-2008.-10.- №1.-P.52-54.
2. A.I.I'insky, S.I.Lyabuk, S.K.Kogut. Structure property relationships in dispersion-hardened Ni-SiO and Ni-Al₂O₃ films//Functional Materials.-2001.-8, №3.-P.535-537.

МИРОВЫЕ ТЕНДЕНЦИИ ФОРМИРОВАНИЯ НАНО СТРУКТУРНЫХ ГАЗОТЕРМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ

Калита В. И., Комлев Д.И.

Россия. ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, e-mail: vkalita@imet.ac.ru

WORLD TENDENCIES OF FORMATION NANOSTRUCTURAL OF GASTHERMAL COATINGS

Kalita V. I., Komlev D.I.

Authors have analysed world tendencies of formation nanostructural gasthermal coatings.

В настоящее время при газотермическом напылении покрытий частицы на подложке осаждаются как в жидком, так и в твердом состоянии. Оксиды напыляются в расплавленном состоянии плазменным, газопламенным, детонационным методами. Материалы, имеющие пластические свойства, и деградирующие при плавлении могут напыляться в пластифицированном состоянии, за счет подогрева и высокой скорости напыляемых частиц. Предварительный нагрев газа до 600 °С при так называемом «холодном» (газодинамическом) напылении способствует повышению деформации напыляемых частиц на подложке за счет снижения предела текучести их материала. В этом случае, покрытие в основном наследует исходную структуру напыляемых частиц. При плавлении напыляемого материала происходят более сложные изменения структуры и фазового состава в напыленном покрытии. Перегрев напыляемых частиц относительно температуры плавления может превысить 1000 К. В этом случае, в зависимости от химического состава напыляемого материала формируется гомогенный расплав для эвтектических сплавов или многофазное состояние для заэвтектических сплавов, например для кермета TiC-NiMo, в котором твердые TiC карбиды находятся в расплавленной матрице. При затвердевании расплавленных напыляемых частиц доэвтектического и эвтектического составов формируется наноструктурное или аморфное состояние, в результате закалки из жидкого состояния при скоростях охлаждения до 10⁸ К/с. Напыление наноструктурных порошков заэвтектического состава приводит к формированию наноструктурных покрытий с определенным объемом аморфной фазы за счет присутствия в составе материала порошка эвтектики, например в кермете WC-12%Co. Порошки эвтектического состава на основе железа, используемые для напыления, содержат легирующие элементы - аморфизаторы: до 4 % С, до 2 % В, до 2 % Si. Легирование хромом, до 30 %, совместно с В и Si позволяет уменьшить окисление напыляемых частиц. Наличие в составе таких порошков Ni, Mo и Cu преследует специальные цели при разработке износо- или коррозионноустойчивых покрытий. Такие исследования проведены в России и за рубежом. В таблице приведен химический состав порошков для покрытий разработки НПО ТулаЧермет. В ИМЕТ РАН из этих порошков плазмой напылены покрытия с аморфной и наноструктурой.

Марка порошка	Химический состав, %										
	C	Cr	Mn	Ni	Si	B	Fe	Mo	W	V	Cu
ПГЛ - 101	5,3	57,4	3,3	3,5	9,4	-	21	-	-	-	-
ПГС27	4,4	25	1,3	1,7	1,7	-	ос	0,15	0,3	-	-
ПР-ФБХ6-2	4,2	32	1,9	-	2,2	2	ос	-	-	-	-
ПР6М5	1	4,1	0,2	0,4	0,2	-	ос	5,5	7	2,1	-
ПН-Н15Д7	2,4	2,7	1,6	15	2,1	-	ос	-	-	-	7

Аналогичные порошки исследуются в настоящее время и за рубежом. Они могут иметь в своем составе и более высокое содержание известных легирующих элементов или дополнительные элементы. Например, в составе быстрорежущей стали повышено содержание углерода до 1,9 – 2,2 %, ванадия до 6 %. При напылении порошков, произведенных в компании Nanosteel, с составом Fe – 20 % Cr – 10 % W – 5 % Mo – 5 % Mn – 2 % C – 2 % Si – 5 % В нами зафиксирована наноструктура, а при напылении порошка состава Fe – 25 % Cr – 15 % Mo – 10 % W – 5 % Mn – 3 % C – 2 % Si – 5 % В - аморфная структура покрытия.

Раздельное осаждение напыляемых частиц на подложке при газотермическом напылении покрытий формирует микропористую порошковую структуру, которая существенно снижает прочностные свойства по сравнению с исходным монолитным изделием. Последующая термопластическая обработка покрытий повышает их сдвиговую прочность. Проведение такой обработки совместно с подложкой, например, горячим прессованием, приводит к формированию микрокристаллической структуры из-за низких скоростей нагрева и охлаждения. Поверхностная термопластическая обработка позволяет реализовать высокие скорости нагрева и охлаждения и сохранить нано структурное состояние покрытия, но требует разработки новых технологических процессов для предотвращения формирования трещин вследствие релаксации остаточных напряжений. Такие трещины формируются, прежде всего, в покрытиях с низкими пластическими свойствами: эвтектические и заэвтектические составы напыляемого материала.

Формирование наноструктуры при термопластической обработке аморфного покрытия (Fe – 32 % Cr - 2 % Mn - 2,2 % Si – 2 % B) представляется более простым способом, по сравнению с формированием такого состояния из наноструктурных порошков заэвтектического состава, например, WC – 12 % Co. Микротвердость наноструктурного покрытия из сплава ПР-ФБХ6-2 достигает 12 ГПа, а в покрытии из сплава ПГЛ–101 твердость достигает 17 ГПа. Порошки для напыления таких покрытий получают достаточно просто, распылением расплава, и имеют микронный размер вторых фаз. В таких порошках эвтектического состава при плазменном напылении формируется гомогенный расплав, который на подложке затвердевает в виде аморфной фазы.

Формирование наноструктурных покрытий из ряда нано структурных порошков заэвтектического состава имеет следующие трудности: деградация и растворение WC карбидов в Co матрице, потери углерода в процессе напыления в воздушной атмосфере. Потеря нано размерных WC карбидов в этом случае может достигать 85 %. Даже при напылении микроструктурных порошков WC-Co с исходной микротвердостью 23,5 ГПа при HVOF напылении формируются покрытия с микротвердостью 17 ГПа. В этом случае микротвердость покрытия не зависит от нагрузки при измерении микротвердости, 200 или 20 г. При детонационном напылении ситуация такая же: микротвердость 13 ГПа не зависит от нагрузки при измерении микротвердости. Такие результаты по микротвердости покрытий могут быть объяснены потерей углерода, который взаимодействует с кислородом, активно использующимся в этих способах напыления. При плазменном напылении с насадкой, разработанной в ИМЕТ РАН, WC – 12 % Co кермета защита от кислорода окружающей атмосферы существенно выше и микротвердость напыленных частиц, измеренная при нагрузке 20 г, достигает 23 ГПа, что близко к микротвердости исходных частиц. В настоящее время высокие механические свойства получают исследователи при «холодном» напылении WC - 12 % Co покрытий, значение K_{1c} повышается отжигом при 1000°C с 12 МПа \times м^{1/2} до 17 МПа \times м^{1/2}.

Порошки для напыления WC-Co керметов формируют смешением порошков WC и Co с последующей агломерацией или прессованием. При смешении WC и Co порошков активно используется механическое легирование. Перспективным является механическое легирование порошков W, Ti, C, Co, Ni и Cr, что упрощает процесс получения порошков керметов и делает его более универсальным с учетом коррекции химического состава под конкретный способ напыления. Порошки для напыления могут содержать и другие упрочняющие фазы: углеродные нанотрубки, BN, BC, TiCN, TiB₂ и т.д. В современных керметных порошках используют более широкий состав матриц (чем при получении объемных твердых сплавов спеканием): от традиционного Co до Mo, W и интерметаллидов. Использование таких матриц при плазменном напылении обеспечивается возможностью нагрева напыляемых частиц до более высоких температур и ограничением времени их пребывания в расплавленном состоянии.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований: проекты № 11-08-00068 и №11-08-12036-офи-м-2011 и проекта АВЦП “Развитие научного потенциала высшей школы” №2.1.2./1397.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПЛЕНОК НАНОПОРИСТОГО ОКСИДА АЛЮМИНИЯ, ПОЛУЧЕННОГО АНОДИРОВАНИЕМ В ЩЕЛОЧНЫХ ЭЛЕКТРОЛИТАХ

Каныгина О.Н., Филяк М.М.

Оренбургский госуниверситет, г. Оренбург
filyak@mail.ru

The paper presents experimental results of obtaining anodic alumina in alkaline electrolytes. The analysis of surface films on the basis of their optical properties.

Разработка и получение наноматериалов и нанокomпозитов с заданными физико-химическими свойствами является центральной проблемой современной науки и техники. Это обусловлено тем, что наноструктуры представляют практический и научный интерес как для понимания фундаментальных электронных, магнитных, оптических, тепловых и механических свойств материалов, имеющих нанометровые размеры, так и с точки зрения создания на их основе приборов с принципиально новыми физическими свойствами.

Наиболее распространенной методикой получения пленок с высокоупорядоченной структурой пор является анодирование алюминия. Анодный оксид алюминия обладает уникальной наноразмерной ячеисто-пористой структурой, высокой механической прочностью, стойкостью к повышенным температурам и химическим реактивам, уникальными диэлектрическими и оптическими свойствами. Технология получения пористого оксида алюминия известна достаточно давно. Однако исследователи непрерывно развивают методы синтеза пористого оксида алюминия и разрабатывают более совершенные технологии, обеспечивающие получение оксида алюминия с повышенной степенью упорядоченности структуры и высокой степенью анизотропии свойств.

Известно, что анодирование алюминия в кислотных электролитах может происходить с различными скоростью, эффективностью и стабильностью, зависящими в общем случае от природы электролита, его концентрации, температуры и плотности анодного тока. Использование различных электролитов, напряжений и времен анодирования позволяет варьировать диаметр пор, расстояние между порами и толщину пленки в широких пределах.

Пленки из щелочных электролитов не изучались в широких масштабах. Единичные опыты по анодированию алюминия в щелочных растворах проводились рядом авторов, но эти работы не получили должного развития. Встречающиеся в литературе экспериментальные данные носят разрозненный и зачастую противоречивый характер и нуждаются в уточнении, дополнении и систематизации.

Целью настоящей работы является исследование процесса анодного окисления алюминия и его сплавов в щелочных электролитах. В качестве исходных были выбраны толстые алюминиевые подложки. Анодирование проводили в электролитах на основе гидроксида натрия с концентрацией 0,08 М и 0,1 М в потенциостатическом режиме при напряжениях 15 и 20 В. Время анодирования составило 5, 10, 15, 20, 25 мин. На рисунке 1 представлены фотографии образцов, полученные на микроскопе МИМ – 8М с использованием цифрового окуляра. Для выявления рельефа поверхности фотографии обработаны при помощи программного обеспечения цифрового окуляра.

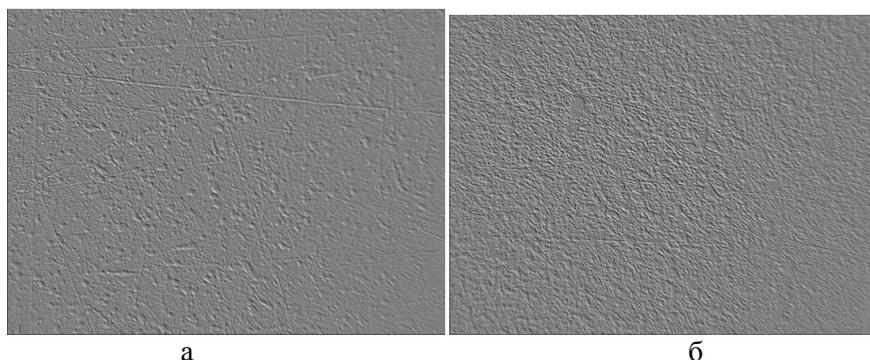


Рисунок – 1 Поверхности образцов:
а – неанодированного, б – анодированного 25 мин (500^x)

В последнее время поверхности и подобные им дисперсные среды рассматриваются как фракталы, имеющие дробную пространственную размерность. Качество оксидной пленки оценивали методом определения фрактальной размерности поверхности.

Фрактальный анализ поверхности проводился на основе фрактального анализа профиля сечения. Профиль поверхности получен с использованием программного обеспечения цифрового окуляра, как интенсивность точек цифрового изображения. Для определения фрактальной размерности требуется произвести следующее построение: кривая покрывается отрезками длиной δ и при различных значениях δ производится подсчет их числа $N(\delta)$. В общем случае число элементов, заполняющих измеряемый объект, может быть представлено в виде.

$$N(\delta) = \delta^{-D}, \quad (1)$$

где D – фрактальная размерность.

В двойных логарифмических координатах строится зависимость $N(\delta)$ по углу наклона полученной прямой находим фрактальную размерность профиля:

$$D_f = -\frac{\Delta \lg N(\delta)}{\Delta \lg \delta}, \quad (2)$$

Фрактальная размерность профиля (D_f) и фрактальная размерность поверхности (D_s) связаны между собой соотношением [6].

$$D_s = D_f + 1, \quad (3)$$

Измерения проводилось для нескольких сечений. Результаты приведены на рисунках 2,3.

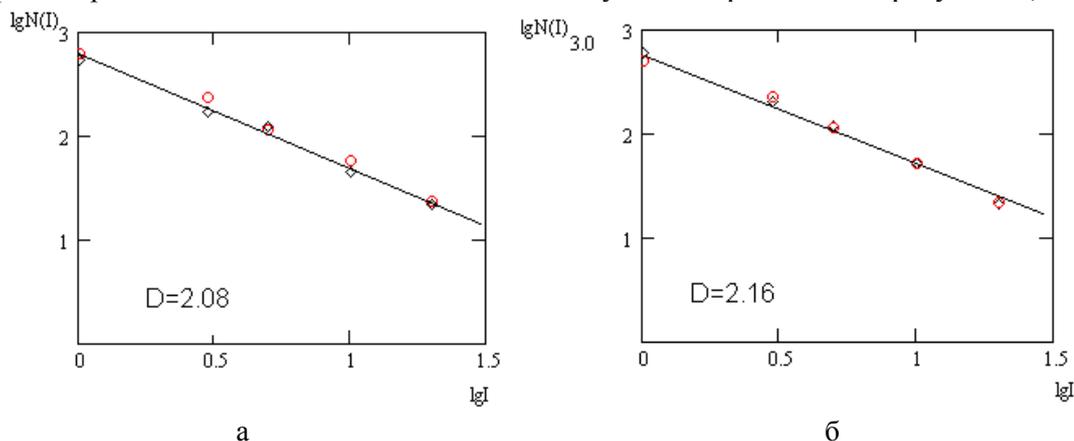


Рисунок 2 – Определение фрактальной размерности образца. Режимы анодирования 0,1 М 15 В время анодирования 10 мин (а) и 25 мин (б)

Из расчетов фрактальной размерности поверхности видно, что с увеличением времени анодирования фрактальная размерность возрастает от 2,08 (время анодирования 10 мин) до 2,16 (время анодирования 25 мин).

Анализ оптического изображения методом определения фрактальной размерности может применяться для выбора и оптимизации режимов анодного окисления алюминия.

МЕЗОМЕХАНИКА ПОВЕРХНОСТНЫХ ЯВЛЕНИЙ В НАГРУЖЕННЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛАХ

Карпенко Н.И., Романова В.А., Балохонов Р.Р., Емельянова О.С.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, 634021 Томск
E-mail: varvara@ispms.tsc.ru*

MESOMECHANICS OF SURFACE PHENOMENA IN POLYCRYSTALS UNDER LOADING

Karpenko N.I., Romanova V.A., Balokhonov R.R., Emelyanova O.S.

*Institute of Strength Physics and Materials Science, SB RAS, 634021 Tomsk, Russia
E-mail: varvara@ispms.tsc.ru*

In this paper, numerical simulation for the deformation behavior of 3D polycrystals under uniaxial tension is performed. Polycrystalline microstructures are generated by the step-by-step packing method. Three-dimensional mechanical problem is solved by the finite-difference method. Mesoscale deformation processes are investigated numerically. Role of the grain boundaries and free surface in the deformation response is analysed. Special attention is given to the deformation-induced surface roughening under uniaxial tension.

В работе представлены результаты численного исследования поведения трехмерных поликристаллов в условиях одноосного растяжения. Основное внимание уделено роли свободной поверхности в формировании деформационного отклика материала на мезоуровне. Проанализировано влияние условий нагружения и размера зерна на характеристики деформационного рельефа, образующегося на свободной поверхности в процессе нагружения.

Поликристаллические структуры были сгенерированы методом пошагового заполнения, предложенным в [1]. Определяющие соотношения зерен учитывали различие упругих модулей и пределов текучести, а также деформационное упрочнение. Задача механики в трехмерной постановке решалась численно конечно-разностным методом с применением параллельных алгоритмов.

Расчеты показали, что границы зерен являются источниками концентрации напряжений, величина которой определяется локальной кривизной интерфейса, разницей механических свойств контактирующих фаз и условиями нагружения. Максимальная концентрация напряжений наблюдается вблизи тройных стыков зерен, наиболее отличающихся механическими характеристиками. Эти области являются источниками зарождения пластических сдвигов в объеме.

Особую роль в зарождении пластических сдвигов и трещин играет свободная поверхность образца, которая является мощным концентратором напряжений. Локальные значения интенсивностей напряжений и пластических деформаций на поверхности (рис. 1а) существенно превышают аналогичные характеристики в объеме (рис. 1б). Это является механической причиной преимущественного зарождения пластических сдвигов на поверхности.

Наличие внутренних границ раздела является причиной сложного напряженно-деформированного состояния на мезоуровне, так что все компоненты тензоров напряжений и деформаций в локальных областях отличны от нуля (рис. 2а). С макроскопической точки зрения в условиях одноосного растяжения только одна компонента тензора напряжений, действующая в направлении растяжения, должна быть отлична от нуля. Однако в локальных областях все компоненты демонстрируют отклонение от нулевого уровня, причем принимают положительные и отрицательные значения. Области положительных и отрицательных значений, расположенные в шахматном порядке, взаимокompенсируют друг друга, обеспечивая нулевой уровень средних значений и, тем самым, удовлетворяя условиям макроскопического равновесия.

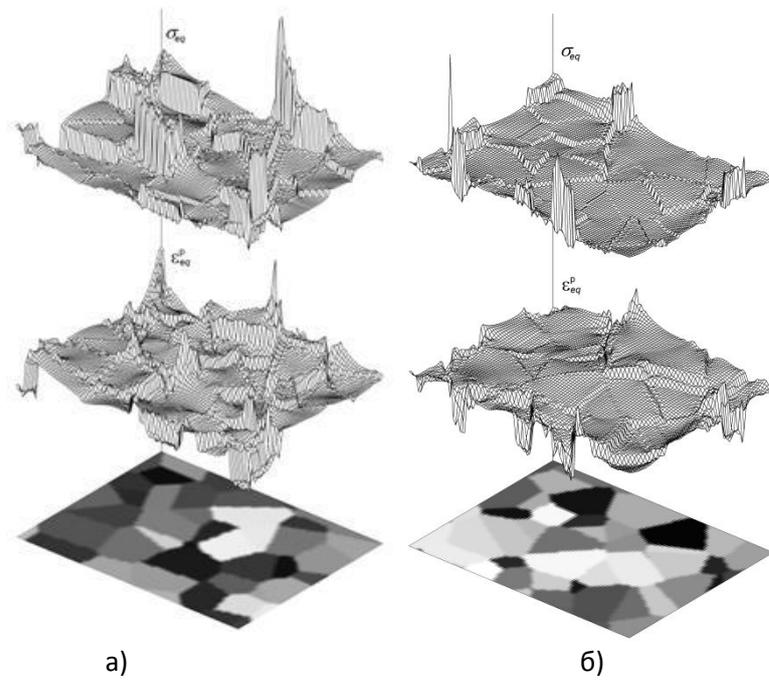
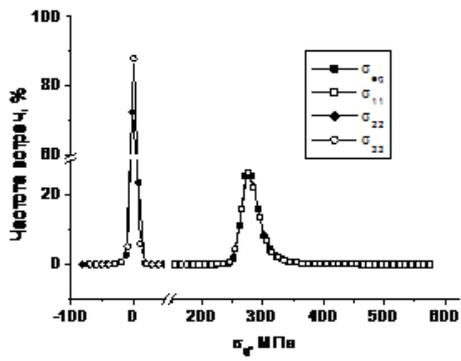
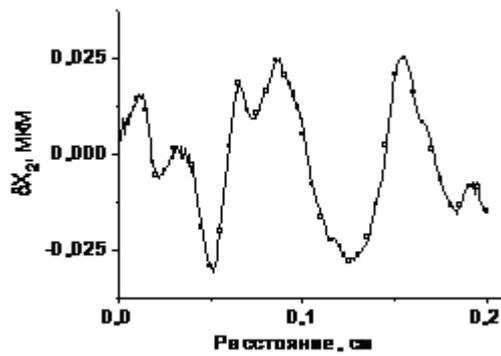


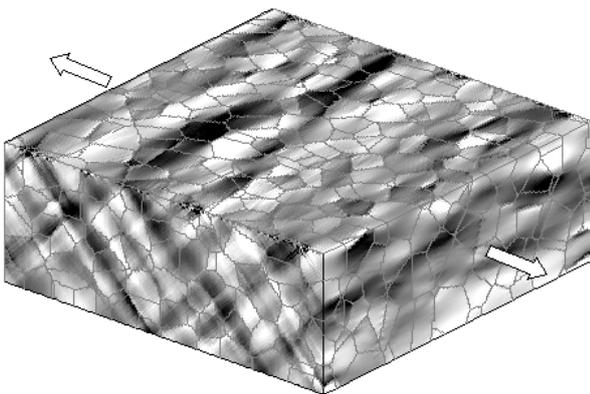
Рис. 1. Интенсивности напряжений и пластических деформаций на поверхности (а) и в среднем сечении поликристалла (б).



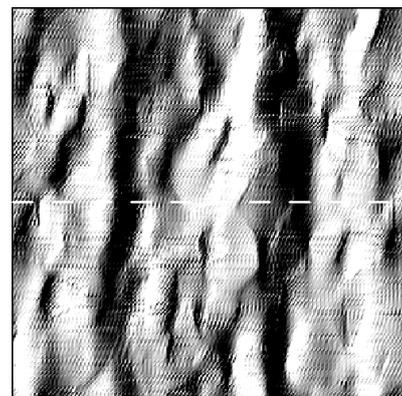
а)



б)



в)



г)

Рис. 2. Частотные распределения компонент тензора напряжений (а), профиль поверхности (б), распределения пластических деформаций (в) и деформационный рельеф (г) в поликристалле при растяжении до $\epsilon=0,1\%$

На свободной поверхности ненулевые напряжения реализуются вокруг границ зерен, но уже на расстоянии одного диаметра зерна от поверхности растяжение и сжатие в направлении перпендикулярном свободной поверхности испытывают целые зерна и группы зерен. Неоднородное поле напряжений, действующих со стороны объема в направлении свободной поверхности, является причиной формирования деформационного рельефа в процессе нагружения (рис. 2б, г).

Работа выполнена при поддержке Президента РФ (грант МД-6370.2010.1) и Российского фонда фундаментальных исследований (проект 10-08-00084-а).

1. Романова В.А., Балохонов Р.Р., Карпенко Н.И. Моделирование механического поведения материалов с учетом трехмерной внутренней структуры // Физическая мезомеханика. – 2004. – Т. 7. – № 2. – С. 71-79.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ФОРМИРОВАНИЯ ГРАДИЕНТНЫХ СТРУКТУР В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПОСЛЕ ИОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ КРЕМНИЕМ МЕТОДОМ ДИФРАКЦИИ ОБРАТНОРАССЕЯННЫХ ЭЛЕКТРОНОВ

Лотков А.И., Мейснер С.Н., Соловьев А.А.*, Мейснер Л.Л., Сочугов Н.С.*

Россия, Учреждение Российской академии наук Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН, llm@ispms.tsc.ru

**Россия, Учреждение Российской академии наук Институт сильноточной электроники Сибирского отделения РАН.*

INVESTIGATION OF THE REGULARITY OF GRADIENT STRUCTURES FORMATION IN THE NEAR-SURFACE LAYERS OF THE NICKEL TITANIUM ALLOY AFTER SILICON ION IMPLANTATION USING THE ELECTRON BACKSCATTERING DIFFRACTION METHOD.

Lotkov A.I., Meisner S.N., Solov'ev A.A. *, Meisner L.L., Sochugov N.S.*

Russia, Establishment of the Russian Academy of Sciences Institute of strength physics and materials science of the Siberian branch of the RAS, llm@ispms.tsc.ru

** Russia, Establishment of the Russian Academy of Sciences Institute of high current electronics of the Siberian branch of the RAS.*

In the present paper the authors describe the use of electron backscattering diffraction (EBSD) mapping to study of the gradient structures in layered composite materials of the Nickel Titanium alloy and Silicon. With the use of the high-dose ion implantation technique was produced a layerwise composite material on the Nickel Titanium based alloys. It was found that the gradient changes of structure is formed under the ion modified surface or under the Silicon coatings on the TiNi surface. For example, the layer by thickness 5-10 microns made of a mix of the grains which are in deformed, fragmentation and recrystallized conditions is observed under ion modified surface. A sizes of such grains are significant smaller then a sizes of the initial grains of the parent B2 phase. It was found that studied surface treatments influence on the sequence and temperatures of the martensite transformations in the TiNi alloy.

В работе исследованы закономерности формирования градиентных нано- и субмикроструктур в приповерхностных слоях никелида титана под воздействием потоков ионов кремния средних энергий (высокодозовая ионная имплантация).

Образцы для исследования изготовлены из сплавов: $Ti_{49,5}Ni_{50,5}$ с температурами начала и конца прямого и обратного мартенситных превращений (МП) $B2 \leftrightarrow B19'$ $M_n=290$ К, $M_k=270$ К, $A_n=303$ К, $A_k=330$ К и $Ti_{49,1}Ni_{50,9}$ с последовательностью мартенситных превращений $B2 \leftrightarrow R \leftrightarrow B19'$ и температурами начала $B2 \rightarrow R$ превращения $T_R \approx 250$ К и $B2 \rightarrow B19'$ превращения $M_n \approx 240$ К. Ионную обработку образцов проводили на ионном имплантере «ДИАНА-3» с применением импульсных

однокомпонентных пучков ионов кремния в условиях безмасляной откачки и высокого вакуума ($\sim 10^{-6}$ Па).

Физико-механические свойства приповерхностных слоев и их изменение после ионно-пучковых воздействий изучали методами нано- и микроиндентирования. Распределение легирующего элемента (кремния) в поверхностном слое контролировали методами рентгеноспектрального и волнодисперсионного микроанализов на оборудовании ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН и ОЖЭ-электронной спектроскопии.

Установлено, что после ионной модификации на поверхности образца формируется упрочненный поверхностный слой, микротвердость в котором в 3-4 раза превышает его исходное значение. Методом дифракции обратно рассеянных электронов выявлено наличие градиентного изменения структуры слоя под ионно-модифицированной поверхностью. Наблюдается слой толщиной 5–10 мкм, составленный из смеси зерен, находящихся в деформированном, фрагментированном и рекристаллизованном состояниях. Поскольку, согласно данным рентгеноструктурного фазового анализа каких-либо новых фаз в этом слое не наблюдалось, за исключением того, что фаза В2 в приповерхностной области имеет больший параметр решетки, чем ее значение в сплаве до ионной обработки, можно сделать заключение, что мелкозернистая структура является результатом фрагментации наружной части зерен фазы В2, выходящих на поверхность и подвергавшихся прямому ионному воздействию.

Работа выполнена по проектам № III.20.2.1. (2010–2012), №57 (2009–2011) и при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (государственный контракт № 16.740.11.0140).

ИЗМЕНЕНИЕ НЕУПРУГИХ СВОЙСТВ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ИЗ НИКЕЛИДА ТИТАНА С ПОКРЫТИЯМИ ИЗ МОЛИБДЕНА И ТАНТАЛА ПОСЛЕ ИОННОЙ МОДИФИКАЦИИ

Мейснер Л.Л., Лотков А.И., Нейман А.А., Арышева Г.В., Ситник К.А.

*Учреждение Российской академии наук Институт физики прочности и материаловедения
Сибирского отделения РАН, Томск, Россия, nasa@ispms.tsc.ru*

CHANGE ANELASTIC PROPERTIES OF THE TiNi-BASED ALLOY WITH MOLYBDENUM AND TANTALUM COATINGS MODIFIED BY ION BEAMS

Meisner L.L., Lotkov A.I., Neyman A.A., Arysheva G.V., Sitnik K.A.

*Organization of the Russian Academy of Sciences, Institute of Strength Physics and Materials Science
of the Siberian Branch of RAS*

Investigation results of accumulation and recovery of anelastic strain components in the composite materials on the TiNi-based alloy with the single-component coatings on the base of pure metals – Molybdenum or Tantalum – formed by the magnetron sputtering deposition technique and then modified by Molybdenum ions (fluence $1 \times 10^{17} \text{ cm}^{-2}$) using the high dose ion implantation method are reported. It is shown that ion modification of these composite materials leads to redistribution of oxygen between the coating and the outer TiNi-based layers. This one leads to the hardening of both coatings and adjacent the outer TiNi-based layers. At the same time the ion modification of the composite layers of the studied samples was found lead to a change in the relations between the strain components characterized the superelastic or shape memory behaviors of the “new” complicated TiNi-based alloy.

В работе представлены результаты исследования закономерностей накопления и возврата неупругой деформации в композиционных материалах на основе никелида титана с однокомпонентными покрытиями из молибдена и тантала субмикронной толщины ($\approx 200 \text{ нм}$), полученными методом магнетронного осаждения и затем модифицированными пучками ионов молибдена средних энергий с флюенсом $1 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$.

С помощью методов электронной Ожэ-спектроскопии и рентгеноспектрального микроанализа обнаружено, что в результате магнетронного осаждения покрытий из молибдена или тантала на поверхность образцов никелида титана между материалом-основой и покрытием формируется промежуточный, обогащенный кислородом слой, толщиной близкой к толщине покрытия. Импульсные воздействия пучками ионов молибдена на композитные слои исследованных образцов привели к перераспределению в них кислорода. Наиболее выраженным этот эффект оказался в образцах с покрытиями из тантала.

Обнаружено значительное уменьшение величины напряжений мартенситного сдвига τ_M в образцах никелида титана с покрытиями, в том числе, ионно-модифицированными, которые в среднем оказались меньше, чем в образцах без покрытий, обусловлено двумя основными факторами: (1) – градиентами химического состава в композиционных слоях и их изменением в результате ионного воздействия, (2) – наличием остаточных напряжений, индуцированных в приповерхностных областях никелида титана в результате формирования покрытий и после их ионной модификации.

Установлено, что ионная модификация образцов с композитными слоями, при сохранении полного возврата неупругой деформации, накопленной этими образцами при деформировании в условиях неизменной температуры испытаний, привела к изменению соотношений между деформационными вкладами, характеризующими степень сверхэластичности и память формы так, что степень сверхэластичности композиционного материала понизилась, а способность к формовосстановлению, напротив, повысилась. Предполагается, что кроме влияния двух, перечисленных выше факторов, данный эффект обусловлен формированием сложной дефектной структуры в композитных слоях, препятствующей обратному мартенситному превращению при температурах превращения в исходном сплаве TiNi и требующей активации этого процесса при более высоких температурах.

Работа выполнена по проектам № III.20.2.1. (2010–2012), №57 (2009–2011) и при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (государственный контракт № 16.740.11.0140).

ИССЛЕДОВАНИЕ ГРАДИЕНТА ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ И МОДУЛЯ УПРУГОСТИ ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА ПОВЕРХНОСТЬ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Мейснер Л.Л.^{1,2}, Лотков А.И.¹, Остапенко М.Г.¹, Гудимова Е.Ю.^{1,2}

¹*Россия, Учреждение Российской академии наук Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН, ostapenko_mg@sibmail.com*

²*Россия, Национальный исследовательский Томский государственный университет*

ANALYSIS OF THE GRADIENT RESIDUAL STRESS AND ELASTICITY MODULUS AFTER ELECTRON BEAM IMPACTS ON THE TINI SURFACE

Meisner L.L.^{1,2}, Lotkov A.I.¹, Ostapenko M.G.¹, Gudimova E.Yu.^{1,2}

Annotation: The results of investigating of residual stresses and anisotropy of the elasticity modulus in the subsurface layers of TiNi after electron-beam impacts by X-ray diffraction analysis are represented. It is shown that there is a elastic anisotropy and the decrease of the elasticity modulus in the direction of action is observed. It is discovered, that together with the decrease of the modulus of elasticity in the depth of the analyzed layer changes the value of residual stresses in the B2 phase.

Известно, что электронно-пучковые воздействия на поверхность сплавов на основе никелида титана являются причиной возникновения полей внутренних упругих напряжений, локализованных в приповерхностных слоях под облученной поверхностью[1]. Наиболее информативными методами исследования структурно-фазовых состояний, оценки уровня индуцированных внутренних напряжений и процессов, связанных с их релаксацией, являются методы рентгеноструктурного анализа (РСА). С их помощью можно получить информацию не только о величине остаточных

напряжений в исследуемом материале, но и определить градиент напряжений на разной глубине, не подвергая образец разрушению [2-3]. В случае, когда объектом исследования методами РСА является материал с градиентом структурно-фазовых состояний, сформированных в результате электронно-пучковых воздействий, эта задача еще более усложняется, требует прецизионного подхода, как к условиям получения дифракционных картин, так и их последующему анализу [2-5].

Целью работы является исследование остаточных напряжений и модуля упругости в приповерхностных слоях никелида титана после электронно-пучковых воздействий с использованием методов рентгеноструктурного анализа.

В работе исследовались образцы из сплава $Ti_{49,5}Ni_{50,5}$, которые подвергались импульсным электронно-пучковым воздействиям с использованием источника высокопоточных электронных пучков низкой энергии (ИСЭ СО РАН, г. Томск) при плотности энергии в пучке $E=20$ Дж/см², $\tau=150$ мкс, $N=5$. Рентгеновские исследования структурно-фазовых состояний $Ti_{49,5}Ni_{50,5}$, измерение величин микродеформаций и остаточных напряжений проводили методом « $\sin^2\psi$ » с использованием дифрактометра ДРОН-7 (ИФПМ СО РАН, г. Томск) в CoK_{α} -излучении по симметричной и асимметричной схемам рентгеновских съемок. Симметричная схема рентгеновских съемок применяется для анализа «толстых» (толщиной более 10 мкм) слоев материалов [2-5]. Асимметричная геометрия рентгеновских съемок позволяет изменять толщину анализируемого слоя, путем вариации угла скольжения α [5] и достаточно широко используется для анализа фазового состава, структуры поверхностных слоев, в том числе, градиентных структур и покрытий [2-5].

Количественный фазовый анализ показал, что на рентгенограммах от исходного образца $Ti_{49,5}Ni_{50,5}$ (далее TiNi), снятых как по симметричной и асимметричной схемам съемок присутствует высокотемпературная B2 фаза (~95 об%) и фаза Ti_2Ni . Выявлено, что после электронно-пучковой модификации поверхности образцов из $Ti_{49,5}Ni_{50,5}$ на рентгенограммах, снятых по симметричной схеме съемок присутствует высокотемпературная фаза B2, мартенситная фаза B19' и фаза Ti_2Ni . Поверхностный слой TiNi характеризуется значениями параметра решетки фазы B2 $a_{B2}=3,0114$ Å меньшими, относительно значения параметра $a_{B2}=3,0132$ Å в исходном состоянии.

Остаточные напряжения, рассчитывались по формуле: $\sigma^{hkl} = \varepsilon^{hkl} \times E(hkl, \psi)$, где $E(hkl, \psi) = 1/F^{hkl}$ – модуль упругости и ε^{hkl} – деформация решетки вдоль выбранного направления (hkl). Величину фактора напряжений F^{hkl} рассчитывали по формуле [2]: $F^{hkl} = 2S_1^{hkl} + \frac{1}{2}S_2^{hkl} \sin^2 \psi$. Значения S_1^{hkl} и S_2^{hkl} определяли из значений постоянных упругой податливости S_{ij} и жесткости C_{ij} , приведенных в работе [6].

Анализ значений модуля упругости E , рассчитанного для всех рентгеновских рефлексов (hkl) фазы B2, присутствующих на дифрактограммах в образцах после электронно-пучковых воздействий, снятых по асимметричной схеме съемок под углом скольжения падающего пучка $\alpha=3^\circ$ показал, что существует как анизотропия, так и уменьшение модуля упругости в приповерхностном объеме этой фазы (таблица 1). Так, модуль упругости для дифракционного рефлекса (110) фазы B2 сплава $Ti_{49,5}Ni_{50,5}$ составил $E=113$ ГПа ($h \approx 0,27$ мкм), а для рефлекса (310) $E=96$ ГПа ($h \approx 0,28$ мкм). Важно отметить, что рассчитанные рентгеновские модули упругости в образце никелида титана после электронно-пучковых воздействий численно имеют тот же порядок, что и их значения, полученные методом наноиндентирования [1].

Таблица 1 – Значения модуля упругости и остаточных напряжений, рассчитанных для образца $Ti_{49,5}Ni_{50,5}$ после электронно-пучковой модификации с плотностью энергии в пучке $E=20$ Дж/см². Асимметричная схема съемок с углом скольжения падения $\alpha=3^\circ$.

Дифракционный рефлекс (hkl)	E , ГПа	σ , ГПа
(110)	113	0.552
(200)	76	0.327
(211)	113	0.422
(220)	133	0.400
(310)	96	0.141

Выявлено, что при увеличении угла скольжения до значений $\alpha=12^\circ$, существует градиент модуля упругости по толщине анализируемого слоя. Например, значение E для дифракционного рефлекса (110) при $\alpha=3^\circ$ и толщине анализируемого слоя $h \approx 0,28$ мкм равно $E=113$ ГПа, а при $\alpha=12^\circ$ и $h \approx 0,88$ мкм $E=95$ ГПа.

Обнаружено, что наряду с уменьшением модуля упругости при изменении толщины анализируемого слоя (угла α) меняется величина остаточных напряжений σ в фазе В2. Например, σ для рефлекса (110) при $h \approx 0,27$ мкм составила $\sigma^{110}=550$ МПа, а при $h \approx 0,88$ мкм $\sigma^{110}=58$ МПа. Значения σ , как и величина E зависят выбранного дифракционного рефлекса (hkl).

Анализ характера изменения параметра a_{B2} , величины модуля упругости и остаточных напряжений с изменением геометрии съемок и угла скольжения α , позволил сделать предположение, что в результате формирования градиента остаточных напряжений в тех слоях где величина этих напряжений становится близкой к напряжениям мартенситного сдвига, создаются условия для образования мартенсита напряжения. Можно предположить, что природа экспериментально наблюдаемой мартенситной фазы В19' связана с мартенситным превращением под действием напряжений, а сама фаза локализована в промежуточном слое, в котором остаточные напряжения изменяются в интервале 200÷40 МПа (диапазон изменений напряжений мартенситного сдвига для сплава TiNi двойного состава).

Исследования проведены в рамках Г/б проектов № III.20.2.1; комплексного интеграционного проекта СО РАН №57 (2009–2011) и при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации (Государственный контракт № 16.740.11.0140).

Литература.

1. Мейснер Л.Л. Механические и физико-механические свойства сплавов на основе никелида титана с тонкими поверхностными слоями, модифицированными потоками заряженных частиц // Физическая мезомеханика. – 2004. – №7 Спец. выпуск Ч.2. С. 169-172. .
2. Hauk V. Structural and residual stress analysis by nondestructive methods. Evaluation – Application – Assessment. – Elsevier, 1997. – 655 pp.
3. Welzel U. and Mittemeijer E.J.: Diffraction stress analysis of macroscopically elastically anisotropic specimens // Journal of Applied Physics. – 2003. – V. 93. – 9001-9011 pp.
4. Genzel Ch. X-ray residual stress analysis in thin films under grazing incidence – basic aspects and applications // Materials Science and Technology. – 2005. – V. 21. – No1. 10-18 pp.
5. Ягодкин Ю.Д. Рентгенографическое исследование структуры поверхностного слоя материалов методом скользящего отраженного пучка // Заводская лаборатория. – 1989. – Т. 55. – № 2. С. 72-73.
6. Zeng Z.-Y., Hu C.-E., Cai L.-C., Chen X.-R., Jing F.-Q. First-principles determination of the structure, elastic constant, phase diagram and thermodynamics of NiTi alloy // Physica B. – 2010. – No.405. – 3665-3672 pp.

НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЕ ПОКРЫТИЯ МЕТАЛЛОРЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА

Мокрицкий Б.Я, Бурков А.А.

*Россия, Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет, Email:
boris@knastu.ru*

NANOSTRUCTURED COATINGS METAL CUTTING TOOLS

Mokritsky B.YA., Burkov A.A.

Abstract

Arhitekturovanie coverage as part of the reinforcing effects allows us to obtain a competitive process tooling.

Затраты на инструмент при производстве изделий из специальных и труднообрабатываемых материалов достигают 30% - 70%. При этом иногда периода стойкости металлорежущего инструмента не достаточно для обработки одной поверхности заготовки.

Для решения проблемы повышения работоспособности инструмента предложена методология и концепция многовариантного упрочнения инструментального материала на любом из этапов его изготовления, а именно на этапе подготовки основы инструментальной основы к нанесению покрытия, на этапе нанесения покрытия и на этапе упрочнения покрытия. Этап подготовки основы инструментальной основы подразумевает её упрочнение за счёт снижения дефектности и минимизации тех повреждений, которые происходят при размерной обработке режущих пластин абразивными или алмазными кругами. Этап нанесения покрытия следует рассматривать как возможность архитектурирования покрытия, т.е. управления составом, конструкцией, толщиной и способами нанесения покрытия. Этап упрочнения покрытия подразумевает «заделку» его дефектов.

Возможность варьирования последовательностью действий в процессе изготовления инструмента на этапе подготовки основы, на этапе архитектурирования покрытия и на этапе упрочнения покрытия является идеологией разработанного комплексного подхода по повышению работоспособности инструмента и принципом выбора эффективного технологического процесса (ТП) изготовления инструмента.

Разработан ряд решений по архитектурированию покрытий, они проверены на новизну, защищены изобретениями. Самое общее представление о разработанных решениях даёт структура комплексного подхода к проблеме повышения работоспособности инструмента, рис.1.

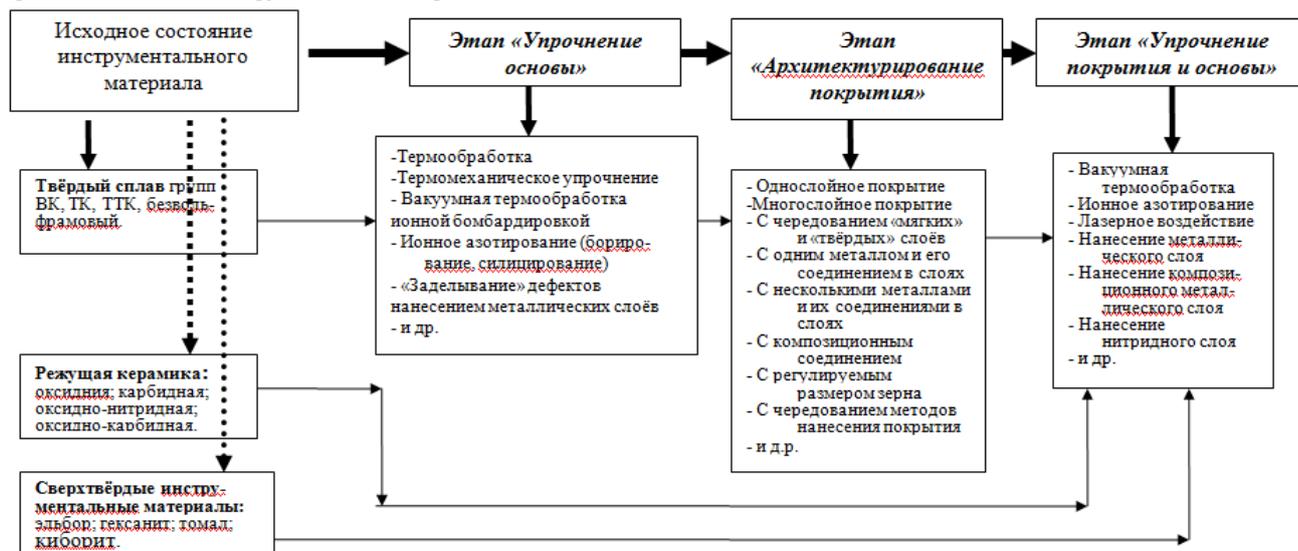
Результаты сравнения эффективности инструмента с разработанными покрытиями и инструмента известных зарубежных фирм даны в таблице 1, откуда видна конкурентоспособность предложенных решений.

Таблица 1 Сопоставление эффективности разработанных и существующих приёмов упрочнения твёрдого сплава

Материал	Вид обработки	Лучшие (в порядке роста периода стойкости) инструментальные материалы		
		1	4	5
1	2	3	4	5
АК-29	Точение	2	Balzers	BK8 + иа + TiC + Ti + Zr + (TiZrMo)N + ZrMo; BK8 + иа + TiC+Ti+Zr + (TiZr)N + Zr
	Фрезерование	3	BK8 + TiC+Ti+Zr + (TiZr)N + Zr	BK8 + иа + TiC+Ti+Zr + (TiZrMo)N + ZrMo
ВТ-3-1	Точение нормальных условиях	4	BK8 + иа + TiC+Ti+Zr + (TiZrMo)N + ZrMo; Мицубиси; Balzers	Corloy Inc. BK8 + TiC+Ti+Zr + (TiZr)N + Zr
	Точение «на удар»	5	Corloy Inc. ; Сандвик коромант	BK8 + иа + TiC+Ti+Zr + (TiZr)N + Zr
	Фрезерование	6	Мицубиси; Corloy Inc.	BK8 + иа + TiC+Ti+Zr + (TiZrMo)N + ZrMo

Примечание: 1. иа – ионное азотирование; 2. Мицубиси, Balzers, Corloy Inc., Сандвик коромант – условное обозначение импортного инструмента (место производства) с современным многослойным покрытием, остальное – инструмент собственного производства по разработанным технологическим приёмам; 3. Режимы резания: для точения – глубина 0,15 мм, подача 0,1 мм/об, скорость 80 м/мин до износа 0,5 мм; для фрезерования - глубина 2 мм, подача 0,1 мм/зуб, скорость 80 м/мин до износа 1 мм; данные получены по результатам многократных (от 5 до 10 экспериментов с коэффициентом вариации стойкости не более 0,3) испытаний.

Рис. 1. Структура концепции многостадийных технологических процессов изготовления инструмента как последовательности воздействий по упрочнению исходного инструментального материала.



ХАРАКТЕРИСТИКИ КОМПОЗИЦИОННОГО ПОКРЫТИЯ НИКЕЛЬ – НАНОДИБОРИД ХРОМА

Ноздрин И.В., Галевский Г.В., Руднева В.В.

Россия, ГОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет»
E-mail: kafcmet@sibsiiu.ru

CHARACTERISTICS OF COMPOSITE COATINGS NICKEL - CHROMIUM NANODIBORIDE

Nozdrin I.V., Galevsky G.V., Rudneva V.V.

The internal stress, corrosion and wear characteristics of composite materials based on nickel and chromium diboride nanopowders obtained plasmometallurgical synthesis and micro are investigated. Set higher performance properties and promising application of nanopowder diboride chromium in comparison with micron technology of composite strengthening.

Бориды переходных металлов достаточно востребованы в современной науке и технике. В настоящее время сформировалась новая перспективная область применения этих соединений – получение износо- и жаростойких композиционных покрытий (КП) на основе осаждаемых гальванически никеля, хрома и др. Для получения композиционных покрытий применяются порошки стандартной гранулометрии, не отвечающие требованиям технологии композиционного упрочнения по дисперсности и фазовому составу. Плазмометаллургический синтез нанодисперсных порошков тугоплавких боридов (наноборидов) позволяет полностью удовлетворить эти требования. Однако свойства КП, содержащих нанобориды, практически не изучены. В связи с этим в работе исследованы основные эксплуатационные характеристики (внутренние напряжения, коррозионные свойства, износостойкость) композиционного покрытия на основе никеля с нанодиборидом хрома крупностью 50-70 нм, полученным плазмометаллургическим синтезом. Для сравнения изучены свойства КП с микропорошком (МП) диборида крупностью 15 мкм и никелевой матрицы.

Плазмометаллургический восстановительный синтез нанодиборида хрома проводился в трехструйном прямоточном плазменном реакторе мощностью 150 кВт. Для синтеза использовались: оксид хрома (III) марки ОХМ-1 крупностью – 5 мкм; бор аморфный (ТУ 6-02-923-74) с размером частиц – 20 мкм; метан (природный газ) технический; азот газообразный (ГОСТ 9293-74). Смеси порошков оксида и бора готовились путем их перемешивания мокрым способом в ацетоне. Конденсированные продукты восстановления подвергались рентгеновскому и химическому

анализам. Различными методами определялась дисперсность порошков. Максимальное содержание нанодоборида хрома в продуктах синтеза достигается при следующих условиях: начальная температура плазменного потока – 5500 К; температура закалки – 2900 К; 90-процентное от стехиометрически необходимого на восстановление оксида до металла количество восстановителя; стехиометрическое для образования диборида содержание бора в шихте. При этих условиях нанодоборид хрома получен с общим содержанием примесей (O, N, C_{своб.}, B_{своб.}) 4 – 7 %.

Данные о размерах частиц нанодоборида хрома приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Размер частиц нанодоборида хрома

Метод определения	Размер частиц, нм
По удельной поверхности	40 – 60
По блокам когерентного рассеяния	50
По электронным микрофотографиям	30 – 50
Методом турбидиметрии	60 – 80

При исследовании физико-химических свойств нанодоборида хрома определялись параметры кристаллической решетки, термоокислительная устойчивость на воздухе и коррозионная стойкость в растворах кислот. Вычисленные параметры кристаллической решетки составили, Å: a = 2,964, c = 3,131. Окисление нанодоборида хрома начинается при температуре 703 К, что на 50 градусов ниже по сравнению с крупнозернистым порошком. Определить фазовый состав продуктов окисления не представляется возможным ввиду их рентгеноаморфности. Характеристики коррозионной стойкости диборида хрома приведены в таблице 2.

Исследуемые покрытия получены из стандартного электролита никелирования. При получении КП с нанодоборидом концентрация его в электролите составляла 5-10 кг/м³, с микропорошком – 60-80 кг/м³. Микротвердость КП никель – нанодоборид составляла 4,38-4,69 ГПа при содержании нанодоборида 0,59-0,65 % масс., КП никель – МП диборида – 3,76-3,93 при содержании микропорошка 2,47-2,86 % масс. Микротвердость никелевой матрицы изменялась в пределах 2,36-2,48 ГПа.

Таблица 2 – Устойчивость нанодоборида хрома в кипящих растворах кислот (время обработки 2 часа)

Кислота	Концентрация кислоты					
	1:1	1:2	1:4	1:6	1:8	1:10
Нерастворимый остаток, %						
HCl	2,1	2,5	5,0	5,4	6,7	9,1
H ₂ SO ₄	3,3	5,0	5,8	8,3	9,1	10,8
HNO ₃	10,0	10,8	13,3	13,3	15,0	15,8

Результаты измерения внутренних напряжений КП и коррозионных токов приведены в таблице 3.

Таблица 3 – Зависимость внутренних напряжений и токов коррозии от толщины КП

Толщина, мкм	Внутренние напряжения, МПа			Токи коррозии, мкА/см ²		
	Никель - нанодоборид	Никель - микропорошок диборида	Ni	Никель - нанодоборид	Никель - микропорошок диборида	Ni
5	3,87	5,76	9,72	0,086	0,179	0,304
10	1,63	3,06	7,06	0,072	0,161	0,265
20	0,66	1,49	3,74	0,043	0,139	0,205
30	0,41	0,72	1,36	0,019	0,103	0,173
40	0,29	0,53	1,07	0,013	0,059	0,167

С увеличением толщины покрытий внутренние напряжения в них уменьшаются. Включение дисперсных частиц в матрицу также приводит к снижению внутренних напряжений, особенно при использовании нанодоборида хрома. Так, если при толщине 40 мкм композиционное покрытие с микропорошком имеет внутренние напряжения в 2 раза меньше, чем у чистого никеля, то с нанодисперсными частицами – в 3,69 раза. Этот эффект, по-видимому, объясняется образованием более мелкозернистой структуры КП за счет равномерно распределенных в нем частиц дисперсной фазы. Внедрение большего количества частиц микропорошка по сравнению с нанодоборидом приводит к неравномерной деформации матрицы, захватывающей большие группы зерен, и, как следствие, к повышению внутренних напряжений и к снижению коррозионных характеристик.

Пористость композиционных покрытий оценивалась по значениям токов коррозии. Токи коррозии, а, следовательно, и пористость снижаются с ростом толщины образцов. Величина токов коррозии, возникающих в композиционных покрытиях, намного меньше, чем в никелевой матрице. При толщине КП 40 мкм, полученного при использовании микропорошка доборида, значение коррозионного тока в нем почти в 2 раза меньше, чем в чистом никеле, а в случае применения нанодоборида – почти в 11 раз, что свидетельствует об образовании практически безпористых КП, обеспечивающих высокие защитные свойства. Это подтверждается результатами исследования термоокислительной устойчивости покрытий на воздухе. Жаростойкость композиционного покрытия, включающего нанодоборид, значительно превосходит жаростойкость никелевой матрицы. Увеличение массы никелевых образцов через 1,5 часа при температуре 873 К в 4,12, при 973 К в 5,07 и при 1073 К в 2,43 раза больше, чем для КП никель - нанодоборид.

Результаты определения износостойкости покрытий показывают, что КП никель – нанодоборид по этому показателю в 1,2 – 1,8 раза превосходит сравниваемые покрытия.

Таким образом, проведенные исследования подтверждают перспективность применения нанодоборида хрома, полученного плазмометаллургическим синтезом, в технологии композиционного упрочнения, по сравнению с микропорошком и позволяют рекомендовать его для защиты деталей, работающих в условиях воздействия абразивного износа и температур.

ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ НАПЫЛЕННОГО ЭЛЕКТРОДУГОВОГО ПОКРЫТИЯ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ ИЗДЕЛИЯ

Оноприенко В.Г., Артеменко Т.А.

Украина, Донецкий национальный технический университет, onoprienko_v@mail.ru

CHARACTERISTICS OF DEFORMATION DESTRUCTION EAF COVER

Onoprienko V.G., Artemenko T. A.

Ukraine, Donetsk National Technical University

In the researched characteristics at different thicknesses of coatings compression deformation, electrodeposited spray steel 10X13 with aluminium sublayer on a substrate of steel 20. Recorded effort that is detached or destruction. Studied the porosity and structure in the zone of deformation features. Adhesion to increase durability powder coatings being sprayed with the Foundation ran a heat treatment at temperatures above the melting point of aluminium sublayer with and without the carburization of surface. Found additional heat treatment increases the adhesion of coatings to substrate 1.5-2 times. Amount of effort that has detached monotonically decreases with increasing thickness. Increase the strength of adhesion with base after heat treatment is due to a change of morphology edge aluminium sublayer-steel.

Сущность метода электродуговой металлизации заключается в нагреве (до плавления) электрической дугой в распылителе сходящихся проволок. Расплавленный металл подхватывается струей сжатого воздуха, истекающего из центрального сопла электрометаллизатора, распыляется и в виде жидких капель переносится на поверхность напыляемой детали. Покрытие наносится на изделие с использованием промежуточного подслоя из алюминия или другого пластичного материала.

В работе исследовали особенности разрушения при деформации сжатием покрытий разной толщины, образованных напылением стали 10X13 с алюминиевым подслоем на подложку из стали 20. Такая деформация имеет место при изгибе или осадке напыленных изделий, например труб или трубчатых изделий. Осадку образцов производили на прессе с максимальным усилием 250 т. Фиксировали усилие, при котором происходит отслоение или разрушение покрытия. Изучали пористость и особенности структуры в зоне деформации.

Установили, что с увеличением толщины покрытия от 0,5 мм до 2,0 мм усилие до разрушения снижается от 190 кН до 90 кН. Отслаивание и разрушение напыленного покрытия происходит без повреждения основного металла.

Для толстых хрупких покрытий разрушение и отслоение наблюдается в значительно большей степени по сравнению с пластичными тонкими покрытиями. В образцах с толщиной покрытия 1,5 мм и 2,0 мм образуется большое количество продольных и поперечных трещин.

Установили, что разрушение покрытия происходит по границам зерен и по новым участкам протяженных несплошностей, образовавшихся в результате деформации на этих границах.

Плотность покрытия после деформации возрастает с увеличением его толщины. Возможной причиной этого является следующее: при пластической деформации тонких покрытий наблюдается в большей мере сдвиг частиц одна относительно другой. В результате происходит отрыв частиц с образованием несплошности. Пористость возрастает с одновременным возрастанием пластичности покрытия, т.е. его текучести. Наблюдали увеличение значений пористости на 0,6...4,3% по сравнению с пористостью центральной зоны недеформированных образцов.

В структуре деформированного покрытия максимальное количество несплошностей имеет протяженность 1,5...3. В результате слияния несплошностей во время деформации образуются в большом количестве новые поры с протяженностью 5...5,5.

Как один из возможных методов повышения прочности сцепления напыленных порошковых покрытий с основой опробовали тепловую обработку образцов при температурах, превышающих температуру плавления алюминиевого подслоя. Отжиг производили при температуре 750⁰С в течение 2 часов. Одновременно опробовали тепловое воздействие в науглероживающей среде (цементацию при 930...950⁰С в течение 6 часов. Цель – изучение возможности повышения износостойкости покрытия за счет его науглероживания.

Установили, что дополнительная обработка меняет характер поверхности контакта металла основы с алюминиевым подслоем. После двухчасового отжига граница алюминия со сталью теряет свою линейность и становится размытой с глубиной взаимного проникновения компонентов 5...10 мкм. После цементации со стороны напыленного покрытия наблюдается проникновение расплавленного алюминия между частицами покрытия. На границе между алюминиевым подслоем и напыленным покрытием происходит растворение межзеренных границ стали с образованием твердых растворов железа в алюминии или алюминия в железе. Общая глубина взаимного воздействия алюминия подслоя и стали составила 10...20 мкм.

После цементации и отжига наблюдается повышение микротвердости покрытия, достигающее 3800 Н/мм² после цементации и 3400 Н/мм² после отжига. Заметной диффузии углерода в покрытие после цементации не обнаружили, что видимо, связано с блокирующим влиянием окисленных границ частиц покрытия на миграцию атомов углерода. Некоторое повышение микротвердости покрытия также объясняется наличием большого числа твердых оксидных пленок.

Дополнительная тепловая обработка увеличивает силу сцепления покрытия с подложкой в 1,5...2 раза. Величина усилия, при котором произошло отслоение монотонно снижается с увеличением толщины покрытия.

Установленное повышение прочности сцепления покрытия с основой после тепловой обработки объясняется изменением морфологии границы алюминиевый подслоя - основной металл.

В частности, усложнение рельефа границы увеличивает ее абсолютную протяженность, "выросты" по границе являются своеобразным "якорем", который увеличивает сцепление между компонентами. Кроме того, отмеченное выше образование твердых растворов на границе свидетельствует о взаимной диффузии алюминия и железа, которое также существенным образом повышает силы связи внутри системы.

Такое предположение подтверждается анализом микроструктуры в зоне разрушения покрытия.

Установлены такие особенности разрушения напыленного покрытия без дополнительной обработки. Магистральная трещина проходит продольно по алюминиевому подслою, причем во

многих местах она выходит на границу между алюминием и основным металлом, то есть отслоение покрытия происходит на границе алюминиевый подслоя - основной металл. Трещины в порошковом слое проходят по границам частиц между отдельными несплошностями и во многих случаях тормозятся внутри слоя на неокисленных границах. Угол между направлением трещин и границей меняется от 0 до 45°, практически не наблюдается перпендикулярных направлений. Зона разрушения характеризуется повышенной пластичностью, видны "языки", сформированные конгломератом частичек, отороченных окисленными границами и несплошностями.

Микроструктура в зоне разрушения после дополнительных обработок имеет существенные отличия от необработанных покрытий. Так, после обеих обработок продольная магистральная трещина проходит практически по центру алюминиевого подслоя. Она более разветвлена по сравнению с исходным случаем и имеет большое число разрывов. Это подтверждает повышенную прочность сцепления на границе алюминий - основной металл. Напыленное покрытие разрушается более хрупко, о чем свидетельствует высокая плотность магистральных трещин, проходящих перпендикулярно плоскости напыления. Кроме перпендикулярных есть также и продольные трещины, особенно в зоне окончательного разрушения. Характер прохождения трещин по покрытию подтверждает повышенное охрупчивание границ зерен при окислении.

Дополнительный отжиг практически не меняет износостойкость покрытий при абразивном изнашивании. После дополнительной цементации износостойкость становится намного ниже в сравнении с исходным состоянием и отжигом, что объясняется уменьшением прочности связи между частицами покрытия из-за интенсивного окисления их границ. Потеря массы, которая в исследовании являлась критерием износостойкости, резко возросла при массовом отрыве частиц.

Таким образом, дополнительная тепловая обработка повышает силу сцепления напыленного слоя и подложки, не изменяет или даже снижает износостойкость покрытия.

ВЛИЯНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА АЗОТИРОВАННОГО СЛОЯ НА МЕХАНИЗМ РАЗРУШЕНИЯ И АДГЕЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ РАБОЧЕЙ ПОВЕРХНОСТИ ПРЕСС-ФОРМ ДЛЯ ЛИТЬЯ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Онопrienко В.Г., Колягин Е.Ю., Марчук С.И., Труш Е.С.

Украина, Донецкий национальный технический университет, onoprienko_v@mail.ru

INFLUENCE OF THE PHASE COMPOSITION OF THE NITRIDED LAYER ON THE MECHANISM OF DESTRUCTION AND THE ADHESIVE DURABILITY OF THE WORKING SURFACE OF MOLDS FOR THE INJECTION MOLDING

Onoprienko V.G., Kolyagin E.YU., Marchuk S.I., Trush E.S.

The Ukraine, Donetsk national technical university, onoprienko_v@mail.ru

In the work studied the special features of the destruction of the surface of the nitrided matrices of molds, utilized for the casting of critical aluminum components, and developed the methods of increasing their durability. They established that the surface diffusion layer on the basis of high-nitride ξ -phase is unfavorable structure for the articles of the type of molds, since its destruction with the cyclic, thermal and deformation loads leads to increase in the adhesion of aluminum alloy and strengthening of the destruction of surface. For increasing the adhesive durability is proposed the ion-plasma nitration, which makes it possible to form on the surface layer of the solid solution of nitrogen without the embrittling starts of nitrides of Fe₂N.

В работе изучили особенности разрушения поверхности азотированных матриц пресс-форм, используемых для литья ответственных алюминиевых деталей компрессоров холодильной техники, и разработали методы повышения их стойкости.

Микроструктурные исследования, проведенные методами химического и теплового травления, показали, что в результате взаимодействия с алюминием происходит разрушение поверхностного слоя, при этом разрушенный слой характеризуется большим количеством трещин расположенных параллельно и перпендикулярно поверхности.

Выявлены следующие особенности зоны разрушения:

- твердый раствор на базе нитридной фазы не сплошной, имеет разрывы в месте максимального разрушения;

- отколотый слой окрашен также как и лежащий ниже твердый раствор азота в α -Fe, что свидетельствует об их близкой морфологии;

Рентгенофазовый анализ изношенной и исходной поверхностей матрицы показал различие в фазовом составе для участков с адгезией алюминиевого сплава и без нее (таблица 1).

Таблица 1 – Результаты рентгенофазового анализа зоны разрушения

Участок поверхности	Выявленные фазы			
	тв. р-р азота в α -Fe	Fe ₂ N (ξ -фаза)	Fe ₃ N (ϵ -фаза)	интерметаллид Fe ₃ Al
без разрушения	+	+	+	-
зона с адгезией алюминиевого сплава	+	-	±	+

Из таблицы видно, что в зоне воздействия расплава алюминия, т.е. в зоне с максимальными тепловыми и динамическими нагрузками не выявляются нитриды. Имеется только предположительно ϵ -фаза (Fe₃N), которая содержит меньше азота, чем ξ -фаза (Fe₂N), что возможно связано с деазотацией поверхности при контакте с жидким алюминием во время эксплуатации пресс-формы. Присутствуют интенсивные дифракционные линии интерметаллида Fe₃Al.

Анализ зоны разрушения позволяет сделать следующие выводы:

1. В зоне максимального теплового и деформационного воздействия происходит растворение нитридов в α -твердом растворе.

2. Образование трещин в твердом растворе вблизи поверхности начинается от нитрида, который является концентратором напряжений. Дополнительно охрупчивают приповерхностную область и приводят к поверхностным сколам обнаруженные на глубине 40-60 мкм нитевидные включения нитридной фазы;

3. Адгезия алюминиевого сплава начинается в месте разрушения нитридной фазы;

Таким образом, поверхностный диффузионный слой на основе высокоазотистой ξ -фазы является неблагоприятной структурой для изделий типа пресс-форм, т.к. его разрушение при циклических, термических и деформационных нагрузках приводит к повышению адгезии алюминиевого сплава и усилению разрушения поверхности.

Ионно-плазменное азотирование (ИПА) взамен газового позволило получить наряду с азотированным ферритом только низкоазотистую γ' -фазу (Fe₄N), которая имеет твердость несколько ниже, чем ξ -фаза после газового азотирования, при этом в диффузионной зоне количество выделений ξ -фазы вдоль границ бывших аустенитных зерен меньше, а в приповерхностной зоне они вообще отсутствуют. Такая структура в сочетании с отсутствием нитридной сетки повышает на 20 – 30 % прочность и вязкость стали.

После ИПА значения микротвердости стали 4X5MФС до глубины 100 – 110 мкм являются постоянными и равными примерно 7000 Н/мм², микротвердость нитридной зоны (до 30 мкм) - 9500 Н/мм². Пониженную микротвердость после ИПА по сравнению с газовым азотированием можно объяснить меньшей плотностью нитридных частиц в диффузионной зоне.

Различия в адгезионной стойкости поверхности после ИПИ и газового азотирования связаны с пористостью слоя, его стойкостью в среде расплавленного алюминиевого сплава, теплопроводностью и т.д. Исходные различия в адгезии обязательно сказываются при последующих контактах с расплавленным металлом.

Оценку адгезионной стойкости диффузионных слоев после газового и ионно-плазменного азотирования проводили методом расчета краевых углов в основании капли расплавленного алюминиевого сплава на изучаемой поверхности.

Величину адгезии расплава к поверхности W_a рассчитывали по формуле Дюпре-Юнга:

$$W_a = \sigma(1 + \cos \varphi)$$

где: σ – поверхностное натяжение на границе расплава с твердым телом, которое для случая «сталь – алюминиевый сплав» принимается равным 775 Дж/м²;

ϕ – угол в основании капли жидкости, град.

Алюминиевый сплав АЛ7 нагревали в лабораторной печи до температуры 750⁰С и наносили с высоты 20-30 мм в виде капель на изучаемые поверхности образцов при комнатной температуре и при 600⁰С, что близко к рабочей температуре поверхности пресс-формы.

Измерение угла проводили по следующей методике: фотографировали профильные изображения капель с помощью бинокулярного микроскопа МБС-9 при увеличении x12, а затем с помощью компьютерной программы ImageTool измеряли требуемый угол ϕ . Для каждого объекта производили не менее 4 измерений. Результаты измерения показаны в таблице 2.

Таблица 2 – Значения краевых углов смачивания после различных видов азотирования

Вид обработки	Угол ϕ , град	
	20 ⁰ С	600 ⁰ С
Газовое азотирование	149,72	144,38
ИПА	148,53	156,50

Видно, что при нанесении капли на холодную поверхность значения величины углов близки, а при предварительном подогреве до 600⁰С поверхность различия в углах смачивания более существенны. Расчетная величина адгезии W_a для газового и ИПА равна 145 и 64,27 Дж/м² соответственно, т.е. снижается более, чем в 2 раза. Это согласуется с особенностями фазового состава после этой обработки: отсутствием хрупкой ξ - фазы (Fe₂N) на поверхности и в виде протяженных частиц в диффузионной зоне.

Таким образом, по характеру распределения фазовых и структурных составляющих, по свойствам азотированного слоя, а также адгезионной стойкости для пресс-форм работающих в контакте с расплавом алюминия, из возможных способов азотирования лучшим является ИПА, которое позволяет сформировать на поверхности слой твердого раствора азота без охрупчивающих включений нитридов Fe₂N.

ОСОБЕННОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ТИТАНОВЫХ ЗАГОТОВОК ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ

Павлюкова Д.В., Мали В.И., Батаев А.А., Батаев И.А., Макарова Е.Б.

Россия, Новосибирский государственный технический университет, pavlyukova_87@mail.ru

PARTICULARITIES OF PLASTIC DEFORMATION OF TITANIUM SHEET BARS SURFACE LAYERS DURING THE EXPLOSION WELDING PROCESS

Pavliukova D.V., Mali V.I., Bataev A.A., Bataev I.A., Makarova E.B.

Abstract

Particularities of plastic flow localization in titanium alloy VT23 during a high-speed collision with VT1-0 titanium plates have been investigated. Structural survey of "VT1-0 – VT23" four-layered composite gives evidence about the formation of clearly seen localized flow bands. Presence of α - and β -titanium phases allows to estimate a character of plastic flow in localized zones of material. Microprobe analysis of vortex zones located near crests and trough of waves suggests that the melted zones are composed of the mixture of titanium alloy and α -titanium.

Аннотация

Исследованы особенности локализации пластического течения в титановом сплаве ВТ23 в процессе высокоскоростного соударения с пластинами титана марки ВТ1-0. Структурные исследования четырехслойного композита «ВТ1-0 – ВТ23» свидетельствуют об образовании явно выраженных полос локализованного течения. Присутствие в сплаве фаз α - и β -титана позволяет

оценить характер пластической деформации металла в локализованных зонах. Микрорентгеноспектральный анализ вихревых зон, расположенных вблизи гребней и впадин волн, свидетельствует о том, что в формирующиеся зоны расплава вовлекался как материал сплава ВТ23, так и титана ВТ1-0.

Обработка металлов взрывом характеризуется кратковременностью и локальностью процессов пластической деформации и сопровождается нагревом материала до высоких температур. Для таких условий характерна неоднородность пластического течения деформируемого материала. В работе [1] показано, что при сварке взрывом пластин из низкоуглеродистой стали толщиной 1 мм глубина зоны, подвергнутой значительной пластической деформации, составляет не более 100 мкм. Проблема неоднородности процессов пластической деформации материалов при сварке взрывом анализируется в ряде работ [2, 3]. В то же время особенности локализации пластического течения металла вблизи сварных швов волнообразной формы обсуждаются редко.

В работе рассматриваются особенности локализации пластической деформации, имеющей место в процессе сварки взрывом титановых пластин различного химического состава. В качестве заготовок были выбраны титан технической чистоты ВТ1-0 со структурой α -титана, и пластины из высокопрочного титанового сплава ВТ23, находившегося в двухфазном ($\alpha+\beta$) состоянии. Толщина заготовок ВТ1-0 и ВТ23 составляла 0,6 и 2,2 мм соответственно. Сварка выполнялась по параллельной схеме при скорости точки контакта пластин 3,5 км/с и углах соударения $\gamma_1 = 30^\circ$; $\gamma_2 = 8^\circ$; $\gamma_3 = 7^\circ$. В качестве взрывчатого вещества был использован аммонит БЖВ.

В результате сварки взрывом был сформирован четырехслойный композит, состоящий из чередующихся слоев ВТ1-0 и ВТ23. Морфология границ раздела материалов различна для каждого из сварных швов. Первый шов имеет характерную для процесса сварки взрывом волнообразную форму (рис. 1а). Вторая и третья границы раздела были прямыми. В некоторых участках границ наблюдались сильно вытянутые гребни (рис. 1 б, в). На краевых участках сварных швов наблюдаются зоны переплава, представляющие собой смесь обоих материалов, формирующих композит. Подобный состав имеют и вихревые зоны, образовавшиеся вблизи гребней и впадин волн в первом шве. Об этом свидетельствуют результаты микрорентгеноспектрального анализа.

Наиболее существенные структурные изменения зафиксированы в первом сварном шве. Двухфазная мелкокристаллическая структура титанового сплава ВТ23 позволяет отчетливо наблюдать особенности пластической деформации материала, имеющие место при высокоскоростном нагружении.

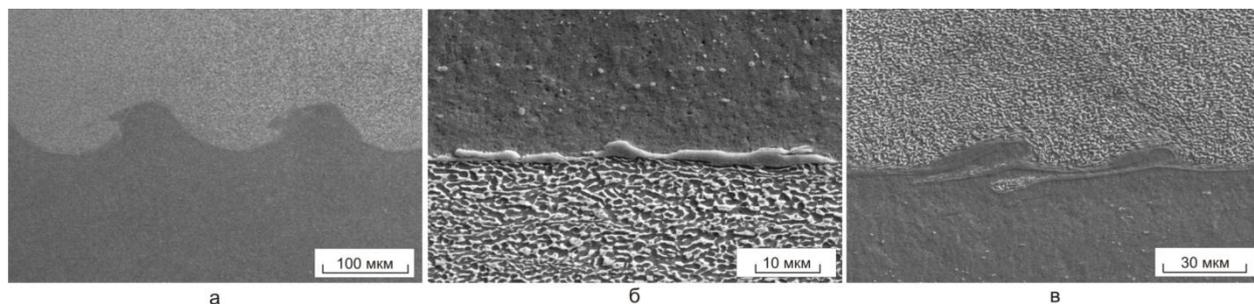


Рис. 1. Границы раздела в четырехслойном композите «ВТ1-0 – ВТ23», сформированном в процессе сварки.

Интенсивная пластическая деформация развивается в слое толщиной до 10 мкм, непосредственно прилегающем к сварному шву (рис. 2а). Следует отметить образование полос локализации пластической деформации на границе раздела между пластинами. Степень пластической деформации металла в этих зонах можно оценить по изменению формы кристаллитов. Вовлеченные в процесс интенсивной пластической деформации зёрна β -фазы вытягиваются в 3...4 раза и более (рис. 2б).

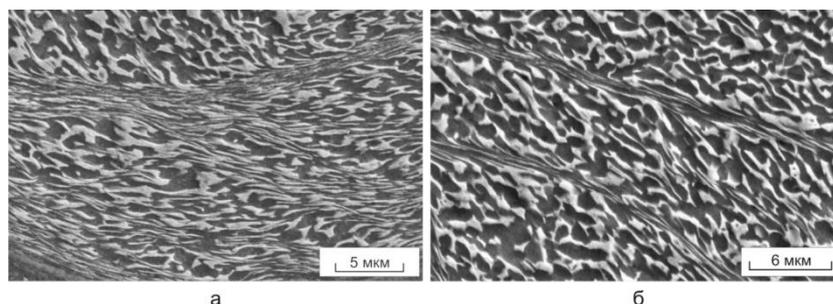


Рис. 2. Особенности локализации пластического течения в пластине из сплава BT23.

В расположении и направлении развития полос локализованного течения прослеживается некоторая закономерность (рис. 4). Практически во всех исследуемых образцах наблюдались длинные полосы локализованного течения, «соединяющие» вихревые зоны одного гребня с вершиной другого. Направление полос повторяет геометрические особенности границы сварного шва. Образующиеся в зонах гребней участки локализованного сдвига были параллельны одной из сторон волны. Полосы, образовавшиеся во впадинах волн, формировали своеобразный ячеистый узор. При этом центральная часть ячеек представляла собой слабдеформированную структуру, практически не отличающуюся от структуры сплава BT23 в исходном состоянии. Наблюдаемые полосы пластического течения свидетельствуют о явно выраженной неоднородности деформации высокопрочного титанового сплава.

Заключение

Зафиксированное методами структурного анализа поведение титана в условиях динамического нагружения свидетельствует о неэффективном исчерпании пластических свойств материала. Необходим поиск технологических решений, позволяющих снизить степень локализации пластической деформации и устранить опасность преждевременного разрушения сплавов на основе титана при реализации технологических процессов, связанных с высокоскоростным нагружением.

Список литературы

1. Батаев И.А. Особенности строения вихрей, формируемых при сварке взрывом стальных пластин /И.А. Батаев, В.И. Мали, М.А. Есиков// Известия вузов. Черная металлургия - 2011.- №2- С. 68-69.
2. Лысак В.И. Микронеоднородность сваренных взрывом соединений/ В.И. Лысак, С.В. Кузьмин// Известия ВолгГТУ – 2004. - №6 – С. 4-22.
3. Влияние механической неоднородности на работоспособность свариваемых взрывом композиционных материалов/ Ю.П. Трыков, Л.М. Гуревич, В.Г. Шморгун, С.П. Писарев, В.Ф. Даниленко, Л.В. Манзюк// Известия ВолгГТУ – 2010. - №4. - Т.4 – С. 10-13

МЕХАНИЗМЫ РЕЛАКСАЦИИ ТЕРМИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ В НАНОСТРУКТУРНЫХ ПЛЕНКАХ И ПОКРЫТИЯХ

Панин А.В., Шугуров А.Р., Козельская А.И.

*Россия, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН,
pav@ispms.tsc.ru*

RELAXATION MECHANISMS OF THERMAL STRESS IN NANOSTRUCTURED FILMS AND COATINGS

Panin A.V., Shugurov A.R., Kozelskaya A.I.

The paper considers elastic and plastic deformation of thin films and coatings subjected to thermal treatment. It is shown that in a compressed thin film compliant substrate system, wrinkling of the film surface and coherent deformation of the substrate take place. The stress-temperature behavior of films was examined using a substrate curvature method. It is shown that in the case of a rigid substrate, compressive

stress leads to elastic buckling of the film and its local or periodic delamination from the substrate. Plastic deformation of thin films is governed by competitive changes in their surface energy and strain energy. It is found that the periodic stress-strain distribution at the interface of two media plays a fundamental role and underlies the mechanisms for degradation of thin films under thermal actions.

С развитием нанотехнологий все более актуальной становится проблема стабильности тонких пленок и покрытий. При термическом воздействии в тонких пленках развиваются сильные напряжения, обусловленные несоответствием деформаций пленки и подложки вследствие различия их характеристик (коэффициентов термического расширения, постоянных решетки и др.), фазовыми превращениями, химическими реакциями, абсорбцией влаги и т.д. В свободном состоянии пленка и подложка при внешних воздействиях должны испытывать различные степени деформации, однако, поскольку они жестко связаны друг с другом, то пленка (в силу ее малой толщины, по сравнению с подложкой) растягивается (или сжимается), чтобы соответствовать размеру подложки.

На примере гальванических покрытий AuNi и AuCo в работе изучена эволюция внутренних напряжений в процессе термоциклирования. Показано, что после нанесения покрытий, в них развиваются остаточные растягивающие напряжения, достигающие 125 МПа (рис. 1). При нагревании образцов из-за различия коэффициентов термического расширения металлических покрытий и кремниевой подложки сначала происходит релаксация растягивающих напряжений. При температурах 170-230°C напряжения в исследованных покрытиях становятся сжимающими, а после нагревания выше температуры 250°C стремятся к нулю. На стадии охлаждения линейный рост растягивающих напряжений приводит к тому, что после термоциклирования их величина на 100-250 МПа превышает исходное значение. Термомеханическое поведение покрытий в процессе нагрева и охлаждения контролируется как их упругой, так и пластической деформацией.

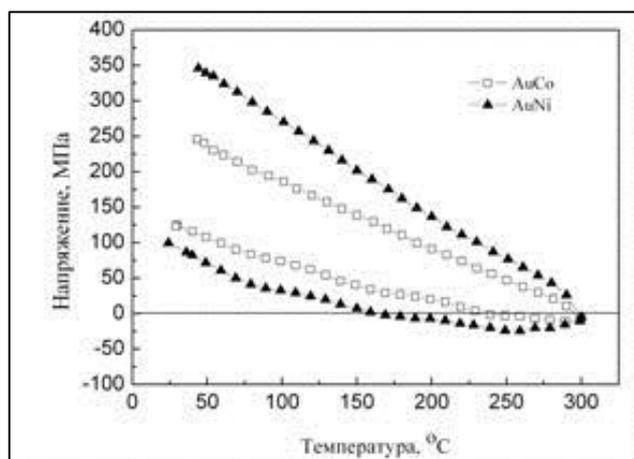


Рис. 1. Эволюция внутренних напряжений в гальванических покрытиях AuNi и AuCo в процессе термоциклирования

Показано, что упругая деформация тонких пленок на подложке под действием сжимающих напряжений приводит к их изгибу, который описывается аналогично эйлеровской упругой неустойчивости стержня, находящегося под воздействием продольных сжимающих сил. Однако поскольку макроскопический изгиб системы обуславливает значительное увеличение энергии деформации подложки, то возможны и другие механизмы релаксации напряжений посредством упругой деформации системы пленка-подложка.

Если пленка обладает хорошей адгезией к подложке и не отслаивается от нее в процессе деформации, релаксация сжимающих напряжений в процессе нагрева может приводить к гофрированию пленок, сопровождающемуся когерентной деформацией подложки. На примере композиции металлическая пленка-податливый полимерный подслои показано, что в условиях сжатия возникновение волнистой границы раздела пленка-подслои приводит к формированию периодического распределения напряжений и деформаций. В вершинах складок напряжения нормальные к границе раздела являются растягивающими, а в области впадин сжимающими.

Релаксация нормальных напряжений способствует увеличению высоты складок, а релаксация касательных напряжений вызывает увеличение длины волны гофра.

В случае, когда пленка нанесена на жесткую подложку, деформация изгиба системы пленка-подложка сильно затруднена. Поэтому если связь пленки и подложки по границе раздела недостаточно сильная, либо локально ослабляется различными дефектами, то преобладающим механизмом релаксации сжимающих термических напряжений становится коробление пленок. Поскольку коробление пленок зависит от наличия дефектов на границе раздела пленка-подложка, то обычно оно носит локальный характер. Однако в условиях хорошей адгезии пленки к подложке и больших градиентов напряжений на границе раздела, он может регулироваться распределением напряжений и носить периодический характер. В этом случае сначала происходит гофрирование пленок, и только затем начинается их отслаивание в вершинах гофра, где действуют нормальные растягивающие напряжения.

Механизмы релаксации напряжений в тонких пленках посредством их пластической деформации определяются температурой отжига. При температурах ниже $1/3$ температуры плавления ($T_{пл}$) преобладающим механизмом деформации в ГЦК металлах является дислокационная пластичность, контролируемая термически активируемым скольжением дислокаций. При температурах выше $1/3 T_{пл}$ пластическая деформация в металлических пленках осуществляется посредством диффузионной ползучести.

Показано, что в случае тонких пленок материалов, характеризующихся высокой диффузионной подвижностью (Ag, Au), релаксация сжимающих напряжений при повышенной температуре может происходить за счет интенсивного массопереноса между объемом пленки и ее поверхностью. Биаксиальные сжимающие напряжения обуславливают рост химического потенциала на границах зерен, что приводит к возникновению потока атомов по границам зерен, направленного из объема пленки на ее свободную поверхность. Поскольку массоперенос осуществляется последовательно посредством диффузии по границам зерен и по поверхности, то при определенной температуре поток атомов из объема пленки на ее поверхность оказывается недостаточным для поддержания массопереноса по поверхности. В результате поверхностная диффузия обуславливает появление термических канавок по границам зерен. В процессе дальнейшего отжига пленка теряет сплошность по границам зерен и может распадаться на отдельные островки, что является конечным результатом развития термических канавок.

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ МИКРОПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛЬНОГО КАТОДА

Паничкин А.В., Мамаева А.А., Жунусова С.С., Кшибекова Б.Б.

*Республика Казахстан, г. Алматы, АО «Центр наук о земле, металлургии и обогащения»
ak78@mail.ru*

Panichkin A.V., Mamayeva A.A., Zhunusova S.S., Kshibekova B.B.

Study data on micro plasma treatment of cathode surface in CuSO₄ electrolytes are given in this paper. Processes occurred on cathode surfaces were analyzed using electrolytes of compositions such as follows: CuSO₄ 5, 10, 20, 30, 40, 50, g/l. It was found that the processes occurred on cathode surface depend not only on compositions and electrolytes concentrations, but also on current voltage and process time duration.

Разработка новых экологически чистых технологий нанесения высокоэффективных и надежных покрытий для защиты и упрочнения металлических изделий, бесспорно, является сегодня одной из самых актуальных задач современной науки и техники в связи с ростом жесткости условий эксплуатации, агрессивности применяемых технологических сред и соответственным повышением требований к конструкционным материалам.

В данной работе представлены результаты поверхностной обработки и упрочнения материалов при формировании микроплазменных разрядов в электролитах серноокислой меди.

Проведенные эксперименты показали, что повышение напряжения тока и времени микроплазменной обработки сопровождаются с некоторыми изменениями структуры и состава поверхности стального катода. Обработку вели при напряжениях от 50 до 150В, при концентрациях электролитов CuSO₄ с концентрацией 5,10,20,30,40,50г/л.

Модифицированный слой исследовали с использованием оптической и растровой электронной микроскопии и микроанализа. Установлено, что при концентрации CuSO₄ 10 г/л в интервале 50-100 В на границе контакта катода с электролитом формируются микроплазменные разряды. При напряжении 50В на поверхности стального катода обнаружены микротрещины, с повышением напряжения микроструктура поверхности более однородная в некоторых местах наблюдаются образование микрорельефов, представляющего собой последовательные бугорки

Анализ полученных данных показывает, что с повышением напряжения тока при МПО процентное содержание осаждаемой меди снижается, при этом растет количество железа, а количество кислорода снижается. Зависимость содержания кислорода и железа более сложная и как следует из анализа полученных данных по распределению элементов по площади покрытия она зависит от многих факторов и в наибольшей степени от дефектности покрытия – трещиноватости и количества кратеров от микродуговых разрядов в области анализа.

Была измерена микротвердость на исходных образцах и после обработки на электролитах CuSO₄. При напряжениях 50 и 100В наблюдается значительное увеличение микротвердости на поверхности стального катода по сравнению с исходным состоянием, что свидетельствует об эффективности микроплазменной обработки.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ АЛЮМИНИЙ-ЛИТИЕВЫХ СПЛАВОВ И ИХ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ С НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫМИ ПОВЕРХНОСТНЫМИ СЛОЯМИ

Почивалов Ю.И., Панин В.Е., Лукин В.И., Иода Е.Н.

Россия, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, pochiv@ispms.tsc.ru

REGULARITY OF FATIGUE FAILURE OF ALUMINIUM-LITHIUM ALLOYS AND THEIR WELDED CONNECTIONS WITH NANOSTRUCTURED SURFACE LAYERS

Pochivalov Yu.I., Panin V.E., Lukin V.I., Ioda E.N.

The effect of nanostructured surface layers of high-strength aluminium alloys and their welded joints on their structure-phase state and mechanical properties is investigated. It is shown, that the surface nanostructuring leads to increase of fatigue life time of the investigated alloys up to ten times. Based on the results obtained the possible mechanisms of such change are discussed.

Поверхностный слой деформируемого твердого тела является важнейшим структурным уровнем пластической деформации. В поверхностном слое развиваются вязкопластические сдвиги в сопряженных направлениях максимальных касательных напряжений, которые определяют поведение материала в целом. Управляя пластической деформацией поверхностного слоя, можно управлять поведением твердого тела в процессе пластической деформации. Одним из эффективных способов воздействия на свойства поверхностного слоя является его наноструктурирование. Создание наноструктуры с высокими диссипативными свойствами эффективно диспергирует крупные (мезо и макро) концентраторы напряжений на мелкие. Это приводит к замедлению развития деформации и ее локализации на мезо и макроскопических уровнях. Все это увеличивает напряжение зарождения трещин в условиях активного и циклического нагружения и, соответственно, обеспечивает повышение служебных свойств конструкционных материалов.

Методы наноструктурирования с использованием ультразвуковой ударной обработки показали очень хорошие результаты применительно ко многим конструкционным материалам и особенно к их сварным соединениям. В результате их применения удастсякратно повысить

усталостную долговечность сварных соединений и на 30-60% снизить уровень остаточных сварочных напряжений.

В настоящей работе исследовано влияние наноструктурного поверхностного слоя на структуру и свойства высокопрочных алюминий-литиевых сплавов 1424, 1461 1963 и их сварных соединений. С использованием методов оптической металлографии и электронной просвечивающей микроскопии установлено, что в состоянии поставки (после проката и термической обработки) алюминий-литиевые сплавы характеризуется ярко выраженной анизотропией структуры. После проката зерна имеют форму текстурированных пластин, вытянутых в направлении проката. Размер зерна в направлении проката составляет $50 \div 150$ мкм, в перпендикулярном – $5 \div 10$ мкм. Толщина зерна – $3 \div 5$ мкм. Наличие сильно выраженной текстуры сильно снижает технологичность сплава и ограничивает угол егогиба при изготовлении деталей сложной конфигурации. Исследование процессов развития пластической деформации на мезоскопическом уровне с использованием измерительного оптико – телевизионного комплекса “ТОМСС” и методов построения распределения векторов смещений показало, что пластическое течение в сплаве 1424 в условиях активного растяжения в температурном интервале 295 – 500 К развивается с образованием мезоскопических полос деформации, выход которых на лицевую сторону образца ориентирован под углом $\sim 90^\circ$ к оси растяжения. При вовлечении в пластическую деформацию всей рабочей части образца пластическая деформация переходит на макроуровень и образец разрушается без образования шейки по макрополосе перпендикулярно оси растяжения. При деформации выше 500 К деформация развивается квазиоднородно по всей рабочей части образца, а в температурном интервале 623 – 723 К в сплаве 1424 наблюдается проявление эффекта сверхпластичности. Об этом свидетельствуют низкие значения деформирующих напряжений (менее 100 МПа), большие значения величины пластической деформации (до 350 %), повышение коэффициента скоростной чувствительности до 0,83.

Ультразвуковое пластическое деформирование высокопрочных алюминий-литиевых сплавов 1424, 1461 1963 и их сварных соединений принципиальным образом меняет структуру их поверхностных слоев. В поверхностном слое формируется градиентная сильно неравновесная структура с плотностью дефектов, монотонно снижающейся с увеличением расстояния от поверхности вглубь материала. Непосредственно у поверхности в слое толщиной 7-10 мкм обнаружена наноструктура с размером зерна 50-90 нм и высокими внутренними напряжениями. Под слоем наноструктуры до глубины 20-30 мкм наблюдаются полосовые дислокационные структуры. Полосовые структуры переходят в области с высокой плотностью дислокаций, которая уменьшается с увеличением расстояния от поверхности образца и на глубине 200-250 мкм становится сопоставимой с плотностью дислокаций исходного материала.

Создание градиентной наноструктуры приводит к изменению характера деформации на мезоуровне. В этом случае локализации деформации не наблюдается во всем исследуемом интервале температур испытания. Анализ развития особенностей пластической деформации высокопрочных алюминий-литиевых сплавов в условиях активного нагружения с измерением полей векторов смещений показывает, что деформация развивается в виде мелких петель или полупетель, квазиравномерно распределенных по всей длине образца до его разрушения. Другой особенностью поведения алюминий-литиевых сплавов при пластической деформации при повышенных температурах является смещение температурного интервала проявления эффекта сверхпластичности на 50 – 60 К в область более низких температур, и увеличение величины пластической деформации до разрушения в 1,5 – 2 раза.

Очень эффективным оказалось наноструктурирование поверхностных слоев для повышения усталостных характеристик сварных соединений высокопрочных алюминий-литиевых сплавов. Проведенные нами исследования показывают, что наноструктурирование поверхностных слоев сварных соединений высокопрочных алюминиевых сплавов В-1461 и В-1963 обеспечивает почти десяти кратное повышение их усталостной долговечности (при напряжении 160 МПа).

Физическая природа такого повышения служебных свойств конструкционных материалов заключается в изменении характера распределения сжимающих и растягивающих касательных напряжений на интерфейсе «поверхностный слой-основной материал», период распределения которых при формировании наноструктурированного поверхностного слоя уменьшается до размера элементов наноструктуры. Соответственно, концентраторы напряжений диспергируются и вместо крупных мезоконцентраторов возникает много мелких концентраторов напряжения, которые легко релаксируют в наноструктуре с высокими диссипативными свойствами.

Таким образом, создание градиентной наноструктуры в поверхностном слое высокопрочных алюминий – литиевых сплавах и их сварных соединений является эффективным способом управления их структурой и механическими свойствами и может быть рекомендовано к практическому применению для изготовления деталей сложной формы, когда методы объемного наноструктурирования не применимы по технологическим причинам.

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ ОСНОВЫ НА ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ДИФФУЗИОННЫХ БОРИДНЫХ ПОКРЫТИЙ ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ И ИЗНОСЕ

Пугачева Н.Б., Гурченко Т.М.

Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия, tatiana_8801@mail.ru

INFLUENCE OF ALLOYING ELEMENTS OF A BASIS ON FEATURES OF DESTRUCTION DIFFUSIVE BORIDING COVERINGS AT THERMO-CYCLING AND DETERIORATION

Pugacheva N.B., Gurchenko T.M.

Institute of Engineering Science UB RAS, Ekaterinburg, Russia

Abstract

The character of structure changes in the diffusion boride coating on the low-carbon constructional steel, die steels and austenitic steel is investigated at thermo-cycling under loading in atmosphere of hydrogen and after wear. At small loadings (20 kg) the maximum wear resistance the covering on a steel 7ХМФС possesses, and at 40 and 6 kg – on 4Х5МФС.

В настоящее время накоплен большой опыт по нанесению и эксплуатации диффузионных боридных покрытий, которые весьма эффективны для поверхностного упрочнения деталей машин и инструмента, работающих в условиях трения без смазки или в коррозионных средах, а также при абразивном изнашивании. Интерес представляют исследования влияния химического состава стали-основы на изменения структуры, химического состава и характера разрушения боридных покрытий в условиях резкого изменения температур и при износе.

Диффузионные боридные покрытия наносили на образцы из углеродистой стали марки Ст3 и легированных сталей 4Х5МФС, 7ХМФС, 12Х18Н10Т в порошковых насыщающих смесях на основе карбида бора с галоидными активаторами. Температура выдержки в печи 900°C, длительность 5 ч. Микроструктуру покрытий исследовали на оптическом микроскопе НЕОРНОТ-21 и растровом электронном микроскопе TESCAN с программным обеспечением VEGA. Характер распределения элементов по толщине покрытий проводили с помощью энергодисперсионный приставки OXFORD с программным обеспечением INCA. Фазовый состав покрытий определяли на рентгеновском дифрактометре Shimadzu в k_α излучении хрома. Микротвердость определяли на приборе FISCHERSCOPE НМ2000 ХУ_m с ручной измерительной ХУ- платформой при нагрузке 10 г.

Микроструктура, фазовый состав и характер распределения элементов по толщине боридных покрытий существенно зависит от химического состава основы. При одинаковых режимах борирования содержание бора в покрытиях на сталях отличается: на Ст3 – не более 15 мас. %, на 4Х5МФС и 7ХМФС до 17 мас. %, а на аустенитной стали 12Х18Н10Т – до 20 мас. %. Это объясняется различной диффузионной подвижностью бора в углеродистых и легированных сталях, а также образованием боридов легирующих элементов. Углеродистая сталь Ст3 характеризуется максимальной микротвердостью 16 ГПа и модулем упругости 266 ГПа; на стали 4Х5МФС микротвердость 12 ГПа и модуль 238 ГПа, 7ХМФС – твердость 16 ГПа, модуль упругости – 280 ГПа, на аустенитной стали 12Х18Н10Т – твердость 20 ГПа, а модуль упругости 327 ГПа. Характер формирования зон локализованной пластической деформации на углеродистой и легированных сталях при термоциклировании под нагрузкой различен. Ст3 характеризуется наибольшей пластичностью, поэтому обеспечивает некоторую релаксацию напряжений, возникающих в покрытии, поэтому растрескивание покрытия на ней происходит в виде коротких трещин, расположенных в шахматном порядке (рисунок 1 б). На легированных сталях после термоциклирования наблюдали сплошную сетку трещин (рисунок 1 а).

Сопротивление износу – одно из основных требований, предъявляемых к штамповым сталям. В связи с этим испытания на износ можно рассматривать как критерий целесообразности применения покрытий для повышения эксплуатационной стойкости штампового инструмента.

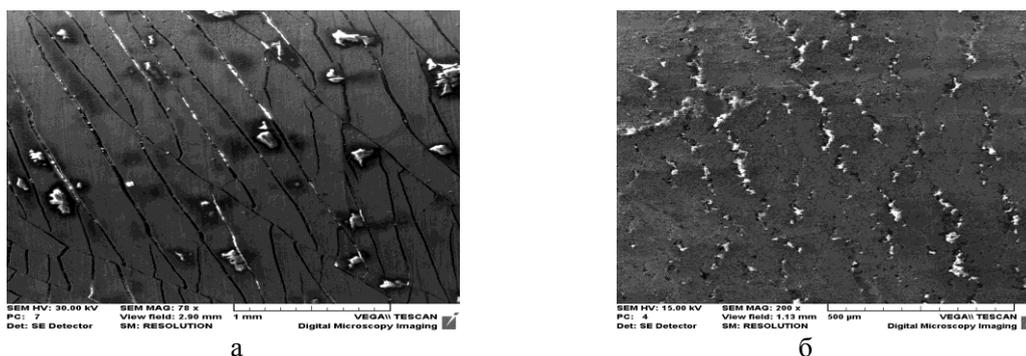


Рисунок 1 – Характер растрескивания боридных покрытий после термоциклирования до 1000°C: а – на штамповой стали 4X5MΦC ;б – углеродистой стали Ст3

Боридные слои, обладая стабильным и низким коэффициентом трения, имеют хорошие антифрикционные свойства, что обеспечивает надежную защиту поверхности материала от разрушения. Интерес представляет сравнение характера разрушения боридных покрытий на сталях с разной степенью легирования. При малых нагрузках (20 кГ) максимальной износостойкостью обладает покрытие на стали 7ХМΦC: глубина дорожки износа составила всего 21 мкм, тогда как на Ст3 - 100 мкм, 4Х5МΦC – 70 мкм, 12Х18Н10Т – 64 мкм (рисунок 2). Однако при исследовании поверхности износа была обнаружена магистральная трещина в центре дорожки на стали 7ХМΦC (рисунок 2 в), которая при увеличении нагрузки на индентор облегчила выкрашивание покрытия. При минимальной нагрузке (20 кГ) глубина дорожки износа покрытий на Ст3 составила 100 мкм, 4Х5МΦC – 70 мкм, 12Х18Н10Т – 64 мкм (рисунок 2). При увеличении нагрузки на индентор до 40 и 60 кГ максимальной износостойкостью обладает покрытие на стали 4Х5МΦC. На аустенитной стали покрытие полностью разрушено из – за малой его толщины при нагрузке на индентор 20 кГ (рисунок 2 г).

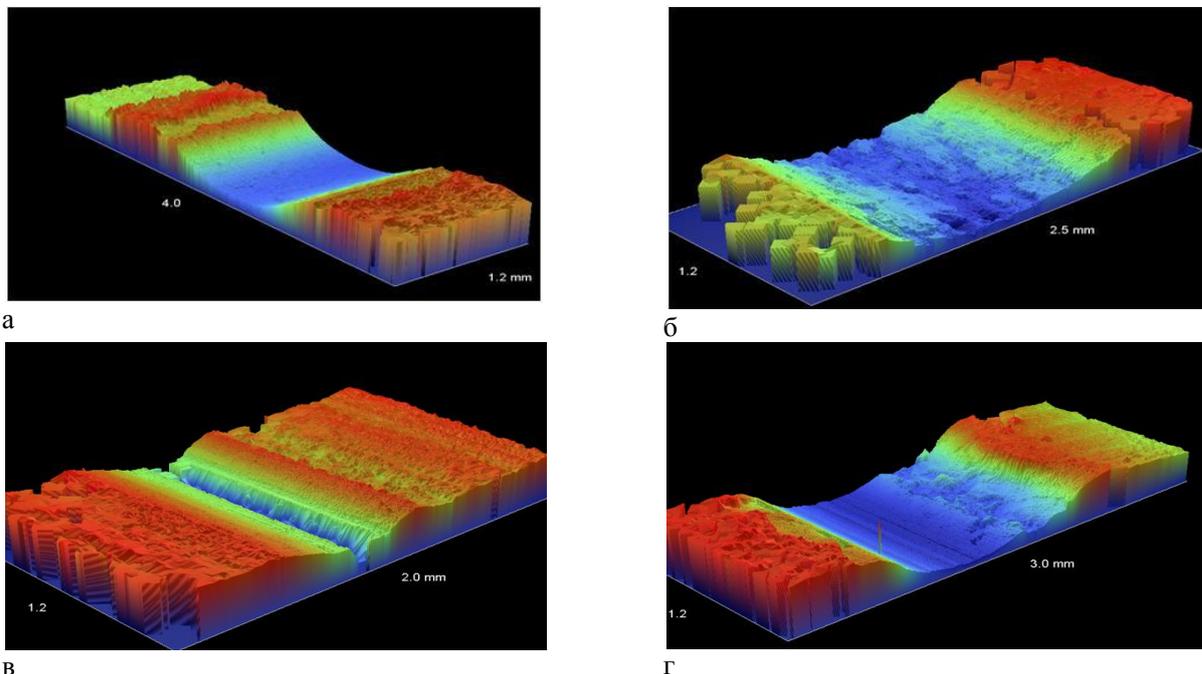


Рисунок 2 - Рельеф дорожки износа боридных покрытий после испытаний износостойкости индентором из сплава ВК9 при нагрузке 20 кГ: а – Ст3; б – 4Х5МΦC; в – 7ХМΦC; г – 12Х18Н10Т

Работа выполнена при частичной поддержке программы № 13 ОЭММПУ РАН «Трибологические и прочностные свойства структурированных материалов и поверхностных слоев».

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ДИФфуЗИОННЫХ БОРИДНЫХ ПОКРЫТИЙ

Пугачева Н.Б., Замятин А.Н.

Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия, zamiatin_1985@mail.ru

RESEARCH OF INFLUENCE OF THERMOMECHANICAL INFLUENCE ON STRUCTURE AND PROPERTIES DIFFUSIVE BORIDING COVERINGS

Pugacheva N.B., Zamiatin A.N.

Institute of Engineering Science UB RAS, Ekaterinburg, Russia

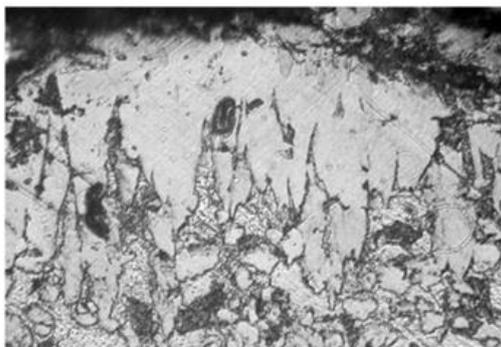
Abstract

Diffusive boriding are known for a long time and have proved as the coverings providing high indicators of wear resistance and firmness to formation of cracks of a heat. However protective properties of such coverings didn't manage to be realized completely because of from a needle structure. The purpose of the given work is search of ways of crushing of structure boriding coverings the subsequent thermomechanical processing.

Диффузионные боридные известны давно и зарекомендовали себя в качестве покрытий, обеспечивающих высокие показатели износостойкости и стойкости к образованию трещин разгара. Поэтому их часто применяют для упрочнения поверхности штампов горячего деформирования. Однако защитные свойства таких покрытий не удалось реализовать полностью из-за из игольчатого строения. Целью данной работы является поиск путей измельчения структуры боридных покрытий последующей термомеханической обработкой.

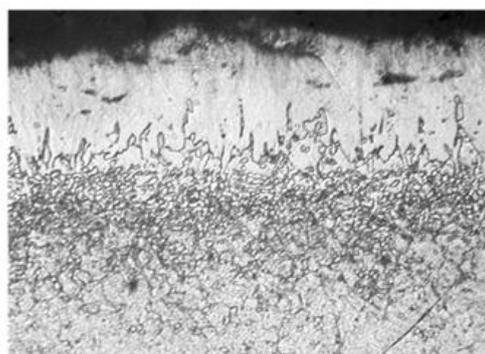
Покрытия наносили на образцы из легированной штамповой стали марки 4Х5МФС и малоуглеродистой стали марки Ст3 в порошковых насыщающих смесях на основе карбида бора с галоидными активаторами. Температура выдержки в печи 900 °С, длительность 5 ч. Микроструктуру покрытий исследовали на оптическом микроскопе НЕОРНОТ-21 и растровом электронном микроскопе TESCAN с программным обеспечением VEGA. Испытания на термоциклирование проводили на специализированном стенде, позволяющем осуществлять циклический нагрев образцов до заданной температуры в условиях постоянно действующих механических растягивающих напряжений. Обработку поверхности покрытия осуществляли на машине трения СМТ-1 по схеме нагружения «вал-пластина». Вал из закаленной стали 40Х приводится во вращение внешним электроприводом, в нашем случае скорость вращения составляла 6,28 м/мин. Образцы с боридным покрытием были неподвижно закреплены и подвергались нагружению 147 Н.

Отличительной особенностью фазового состава и строения покрытий на штамповой стали по сравнению с малоуглеродистой, является легирование боридов железа хромом и присутствие глобулярных боридов хрома Cr_2B в диффузионной зоне на границе с основой (рисунок 1).



а

100 мкм



б

100 мкм

Рисунок 1 – Исходная микроструктура боридных покрытий: а – углеродистой стали Ст3; б – на штамповой стали 4Х5МФС

Разрушение покрытия на Ст3, при термоциклировании на воздухе происходит за счет выталкивания боридов железа оксидами Fe_2O_3 , образующимися на границе с основой (рисунок 2, а). На стали 4Х5МФС наблюдали послойное разрушение без заметных следов окисления. Использование атмосферы азота позволяет существенно снизить степень окисления, поэтому на Ст3 удалось наблюдать диффузионный рост кристаллов Fe_2B (рисунок 2, б), на стали 4Х5МФС крупных кристаллов не наблюдали. После термоциклирования в восстановительной атмосфере при максимальной температуре 1200 °С образцы из Ст3 быстро разрушались из-за образования эвтектики, ($\gamma+Fe_2B$), температура которой составляет всего 1177 °С, и проникновения её в основу. На штамповой стали образование легкоплавкой эвтектики не обнаружено.

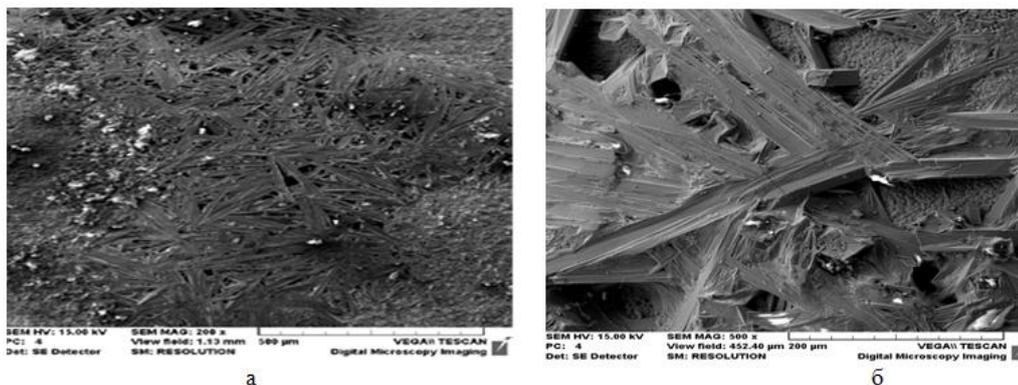


Рисунок 1 – Микроструктура исследованных боридных покрытий при термоциклировании на углеродистой стали Ст3: а - на воздухе; б – в атмосфере азота

По данным локального микрорентгеноспектрального анализа поверхности образцов обеих сталей после обработки на машине трения в течение 5 мин. (5000 оборотов) бориды Fe_2B сохранились по всей обработанной поверхности (концентрация бора составляет от 8 до 12 мас. %). При этом бориды Fe_2B частично были «впрессованы» в основу, а на поверхности произошла их пластическая деформация, которая более ярко выражена вблизи границы с исходной не обработанной поверхностью.

Работа выполнена при частичной поддержке программы № 13 ОЭММПУ РАН «Трибологические и прочностные свойства структурированных материалов и поверхностных слоев».

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА АЛЮМИНИЕВОГО ГАЗОТЕРМИЧЕСКОГО ПОКРЫТИЯ НА МЕДИ ПОСЛЕ НАПЫЛЕНИЯ, НАГРЕВА И ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ

Радюк А.Г., Титлянов А.Е., Щетинин И.В.

Россия, НИТУ «МИСус», radjuk@rambler.ru

STRUCTURE AND PHASE COMPOSITION OF THE ALUMINUM GAS-THERMAL COATING ON THE COPPER AFTER SPRAYING, HEATING AND HOT ROLLING

Radyuk A.G., Titlyanov A.E., Schetinin I.V.

The structure and phase composition of the surface layers of copper, the obtained after the deposition on the samples of aluminum coating by arc plating thickness of 150 microns and the subsequent hot rolling at a temperature of 880–900°C a total reduction to 91%.

Известно, что медь хорошо обрабатывается давлением в горячем и в холодном состояниях и может деформироваться без отжига до 95–97%. Однако при горячей прокатке меди, которая проводится при 900°C и ниже, имеет место интенсивное образование окалины, что приводит к

большим потерям металла. В настоящее время для создания диффузионных слоев на деталях металлургического оборудования успешно применяется газотермическое напыление алюминиевого покрытия методом электродуговой металлизации с последующей термообработкой. Технологический процесс напыления позволяет получать требуемую производительность нанесения покрытия и характеризуется относительно небольшой трудоемкостью. Полученный Cu–Al диффузионный слой имеет твердость, жаростойкость и износостойкость в несколько раз больше, чем у меди. Поэтому в работе для защиты меди от окалинообразования при горячей прокатке и получении листов повышенной готовности использовали данный метод нанесения покрытия.

На прямоугольные образцы из меди М1 размерами 16,9–18,2 x 23,2–28,1 x 46,1–48,1 мм с помощью металлизатора ЭМ-14М из проволоки алюминиевого сплава АД1 с двух сторон наносили покрытие толщиной до 150 мкм. После нагрева на воздухе в электропечи сопротивления СНОЛ (при 880 – 900 °С, 1 ч) их прокатывали на лабораторном стане дуо 150. Образцы были прокатаны за 11 проходов, с подогревом после каждого прохода до искомой температуры, на толщину 1,57 мм с общим обжатием 91%.

Структуру и фазовый состав образцов исследовали на многофункциональном рентгеновском дифрактометре Rigaku Ultima IV. Съёмки проводились с использованием монохроматизированного $\text{Cu}_{K\alpha}$ излучения. Для исследования фазового состава по глубине, в том числе, использовалась съёмка скользящим пучком. Анализ спектров проводился с использованием программы PDXL и базы данных ICDD.

Микроструктуру исследовали при помощи цифровой камеры на оптическом металлографическом микроскопе AxioVert 45 MAT (Carl Zeiss). Структура меди вытравливалась 10 % - раствором азотной кислоты в течение нескольких минут. Измерение толщины слоев проводилось в 20 точках.

При нагреве образцов в результате протекания процессов диффузии образовывался Cu–Al диффузионный слой как со стороны покрытия, так и со стороны основы.

Согласно дифрактограммам образцов, полученных после напыления алюминия, покрытие представляет собой Al, cF4 с периодом решетки $a = 4,048 \text{ \AA}$.

Далее была получена дифрактограмма поверхностного слоя медного образца с алюминиевым покрытием после нагрева до температуры 900⁰С и выдержки 1 ч. Исследуемая зона была расположена со стороны покрытия. В направлении от поверхности к основе в исследуемом поверхностном слое обнаружены: оксид алюминия $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$, cF56 с периодом решетки 3,95 Å; соединение $\text{Cu}_{48}\text{Al}_{35}$, oF88 с параметрами $a=8,1267 \text{ \AA}$, $b=14,1985 \text{ \AA}$, $c=9,9928 \text{ \AA}$; соединение Cu_9Al_4 (γ_2 -фаза), cP52 с периодом решетки $a=8,685 \text{ \AA}$. В весовом отношении эти соединения занимают 23, 64, 13%, соответственно.

Для определения фазового состава по толщине диффузионного слоя на меди поочередно удаляли часть слоя с поверхности шлифованием и проводили измерение интенсивности излучения. В результате первого шлифования сняли слой толщиной ~20 мкм. Исследуемая зона была расположена со стороны покрытия. Согласно рентгенограмме поверхностного слоя образца после первого шлифования в поверхностном слое обнаружено только соединение Cu_9Al_4 (γ_2 -фаза), cP52 с периодом решетки $a=8,685 \text{ \AA}$.

В результате второго шлифования сняли диффузионный слой со стороны покрытия, т.е. исследуемая зона была расположена со стороны основы и имела цвет бронзы. В поверхностном слое обнаружено соединение Cu_3Al , имеющее орторомбическую примитивную решетку с параметрами $a=4,52 \text{ \AA}$, $b=5,21 \text{ \AA}$, $c=4,23 \text{ \AA}$, и Cu cF4 с периодом решетки $a=3,7 \text{ \AA}$, что соответствует α -твердому раствору Al в Cu – α -фазе. В весовом отношении Cu_3Al занимает 65,1%, а α -твердый раствор Al в Cu – 34,9%.

Известно, что соединение Cu_3Al , согласно диаграмме состояния Cu–Al, соответствует высокотемпературной β -фазе, cI32 с периодом $a=2,95 \text{ \AA}$. В эксперименте образцы после нагрева в печи охлаждали на воздухе, т.е. скорости охлаждения были высоки. В этом случае диффузионное перераспределение компонентов в кристаллической решетке высокотемпературной β -фазы осуществиться не успевает, и эвтектидный распад не происходит. В этих условиях происходит мартенситное превращение β -фазы без участия диффузии атомов в кристаллической решетке. Поэтому концентрация атомов алюминия в исходной (β) и мартенситной фазе одинакова. Мартенситная фаза от исходной отличается только типом кристаллической решетки.

Наличие мартенситной структуры подтверждается результатами металлографического анализа образцов после прокатки. Толщина Cu-Al диффузионного слоя составила ≈ 51 мкм, а переходного слоя между диффузионным и медью ≈ 10 мкм. В поверхностном слое также обнаружено соединение Cu_3Al , имеющее орторомбическую примитивную решетку с параметрами $a=4,494 \text{ \AA}$, $b=5,189 \text{ \AA}$, $c=46,61 \text{ \AA}$, и Cu сF4 с периодом $a=3,671 \text{ \AA}$, т.е. получили другую фазу Cu_3Al и другой α -твердый раствор Al в Cu. Можно предположить, что часть диффузионного слоя, образовавшегося после нагрева со стороны покрытия, осыпается или раскатывается в результате прокатки.

Основные результаты и выводы

1. Установлено, что электродуговая металлизация алюминиевого покрытия толщиной до 150 мкм с каждой стороны является эффективным методом защиты меди от угара и окисления при нагреве и последующей горячей прокатке.

2. Показано, что медь от окисления при температурах до 900°C защищает Cu-Al диффузионный слой, образующийся при нагреве в результате диффузии элементов газотермического покрытия и основы, часть которого со стороны основы не разрушается и деформируется вместе с основой в процессе горячей прокатки.

3. После нагрева алюминиевого газотермического покрытия на меди Cu-Al диффузионный слой образуется со стороны покрытия и со стороны основы, причем со стороны покрытия он состоит преимущественно из γ_2 -фазы, а со стороны основы – из соединения Cu_3Al , образующегося в результате мартенситного превращения высокотемпературной β -фазы, и α -фазы, представляющей собой твердый раствор алюминия в меди.

4. После окончания горячей прокатки Cu-Al диффузионный слой также состоит из мартенситной фазы на основе соединения Cu_3Al и α -твердого раствор алюминия в меди.

ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫХ ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ W-C-Cu

Романов Д.А., Ионина А.В., Будовских Е.А., Громов В.Е.

Россия, Сибирский государственный индустриальный университет, romanov_da@physics.sibsiu.ru

PHASE COMPOSITION ELECTROEXPLOSIVE ELEKTROTEHNICHESKIH COATING SYSTEMS W-C-Cu

Romanov D.A., Ionina A.V., Budovskikh E.A., Gromov V.E.

Russia, «Siberian State University of Industry», romanov_da@physics.sibsiu.ru

Formed surface layers of electrotechnical systems W-C-Cu. X-ray analysis determined them composition.

Современное состояние электротехники выдвигает ряд проблем, стимулирующих разработки в области создания электроконтактных материалов. Альтернативой созданию объемных материалов все чаще выступает формирование покрытий, обладающих аналогичными свойствами. В настоящее время доказано формирование уникальных поверхностных слоев из несмешивающихся компонентов системы W-Cu [1]. Однако, электроконтактные материалы, работающие в условиях динамических нагрузок, помимо высокой электропроводности должны иметь достаточно высокие твердость и износостойкость. С этой целью материалы, предназначенные для изготовления электроконтактных изделий, изготавливают на основе карбида вольфрама с добавлением легирующих материалов, например меди. Цель настоящей работы заключалась в формировании поверхностных слоев системы W-C-Cu методом электрического взрыва проводников и изучении фазового состава их поверхности.

Электровзрывную обработку проводили с использованием лабораторной установки ЭВУ 60/10 [2]. Рентгеноспектральные исследования поверхности проводили с помощью рентгеновского диффрактометра ДРОН-2.

Формирование покрытий проводили электровзрывом медной фольги с размещенной на ней навеской вольфрама и технического углерода в стехиометрическом соотношении для формирования WC. Масса вольфрама составляла 100 мг, углерода – 6,5 мг, меди – 106,5 мг. Обработке подвергали образцы электротехнической меди М1 с размерами 20×30×2 мм при поглощаемой плотности мощности 5,5 ГВт/м² (режим 1) 6,5 ГВт/м² (режим 2), 7,6 ГВт/м² (режим 3).

Исследования показали (рис. 1), что во всех режимах обработки формируются поверхностные слои, содержащие высокотвердые карбиды вольфрама α -W₂C, WC_{1-x}, WC и медь. Содержание меди в режиме 2 максимально.

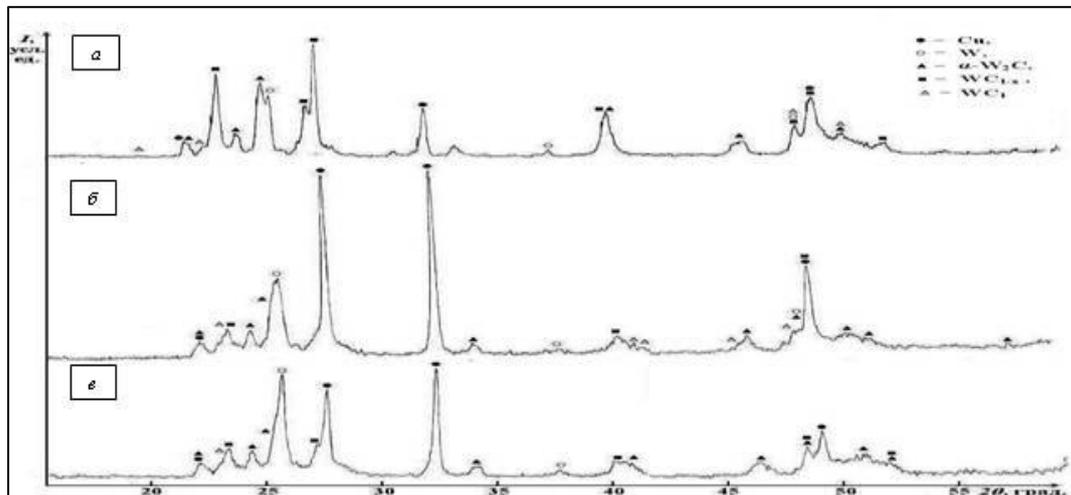


Рис. 1. Рентгенофазовый анализ поверхности после электровзрывного легирования в различных режимах: а – 5,5 ГВт/м²; б – 6,5 ГВт/м²; в – 7,6 ГВт/м².

Таким образом, сформированы электротехнические слои, состоящие из карбидов вольфрама и меди.

1. Формирование структурно-фазовых состояний металлов и сплавов при электровзрывном легировании и электронно-пучковой обработке / под ред. В.Е. Громова – Новокузнецк: Изд-во «Интер-Кузбасс», 2011. – 212 с. 2. Физические основы электровзрывного легирования металлов и сплавов: моногр. / А.Я. Багаутдинов, Е.А. Будовских, Ю.Ф. Иванов, В.Е. Громов. – Новокузнецк, СибГИУ. – 2007. – 301 с.

Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 гг.» (гос. контракт № 14.740.11.0813) и грантом РФФИ (проект № 10-07-00172-а).

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ХРОМОАЛИТИРОВАНИЯ С ЦЕЛЬЮ УВЕЛИЧЕНИЯ ДОЛГОВЕЧНОСТИ ДЕТАЛЕЙ ГАЗОТУРБИННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ ИЗ НИКЕЛЕВЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ

Симонов В.Н.¹⁾, Унчикова М.В.¹⁾, Шкретов Ю.П.²⁾

РФ, ¹⁾МГТУ им. Н.Э. Баумана, ²⁾ФГУП «Научно-производственный центр газотурбиностроения» «Салют» Unchikova_mv@mail.ru

IMPROVING CHROME-CALORIZING TECHNOLOGY TO INCREASE LONGEVITY OF DETAILS OF GAS-TURBINE ENGINES FROM NICKEL SUPERALLOYS.

Simonov V.N., Unchikova M.V., Shkretov U.P.

The conditions were determined for joint mass transfer of saturating elements at chrome-calorizing gas-circular method. Replacing the two-stage powder technology with single-stage chrome-calorizing gas-

circular method makes it possible not only to reduce the duration of the chemical-thermal treatment, but to increase the dynamic plasticity of the coatings in 2.3 times, and termostoykst in 1,5-1,7 times.

Традиционным способом борьбы с газовой коррозией энергетических установок является нанесение многокомпонентных алюминидных покрытий на наружные и внутренние поверхности деталей, контактирующие при эксплуатации с агрессивной средой. Широкое распространение процесса хромоалитирования объясняется значительным повышением жаростойкости и улучшением физико-механических свойств алюминидов никеля при легировании хромом в количестве 5-7 % [1]. В настоящее время диффузионное насыщение проводится по двухстадийной порошковой технологии с использованием в качестве активатора хлорида аммония. Однако из-за гигроскопичности порошка, присутствия кислорода и влаги образуется оксид алюминия, частицы которого врастают в покрытие и вызывают его растрескивание при эксплуатации. Другой недостаток порошковой технологии заключается во взаимодействии составляющих лигатуры, что понижает активность смеси и негативно отражается на стабильности процесса.

Высокотехнологичным процессом получения защитных покрытий является газоциркуляционный способ, разработанный в МГТУ им. Баумана профессором Б.Н.Арзамасовым [2]. Структура многокомпонентных покрытий может формироваться в результате последовательного или, что экономически целесообразнее, одновременного осаждения легирующих элементов. Условия совместного массопереноса достигаются оптимизацией таких технологических факторов как давление, температура процесса, состав лигатуры и активатора. Однако температура процесса не может превышать предельно допустимую для насыщающего сплава, а давление в камере должно обеспечивать протекание газотранспортных реакций с достаточной скоростью. В связи с этим определение условий совместного массопереноса сводится к выбору активатора и состава лигатуры.

В качестве активатора использовался хлорид никеля $NiCl_2$ с более высокой температурой отжига по сравнению с NH_4Cl , что позволило более полно удалить влагу из рабочего пространства установки.

Оптимизация режимов химико-термической обработки, реализуемой в условиях приближенных к равновесным, как правило, выполняется на основе термодинамического моделирования процесса. С помощью программы «Тетга» [3] был выполнен расчет состава газовых сред при варьировании концентрации хрома и алюминия в хромоалюминиевых сплавах, использующихся в качестве лигатуры. Соотношения компонентов соответствовали Cr:Al = 50:50, 60:40, 70:30, 80:20, 90:10. Обобщение результатов показало, что при использовании активатора в виде хлорида никеля одновременное образование $CrCl_2$, $CrCl_3$, $AlCl$, $AlCl_2$, участвующих в массопереносе насыщающих элементов к поверхности детали, возможно, когда содержание хрома в сплаве в два-три раза превышает количество алюминия.

В работе с помощью термодинамических расчетов проанализировано также влияние остаточного давления воздуха в установке на возможность образования оксида алюминия. Установлено, что при давлении 0,3 Па количество оксида уменьшается до 10^{-5} мол. Однако дальнейшее понижение давления технически не оправдано, т.к. незначительно влияет на содержание Al_2O_3 . В связи с этим для более глубокой очистки рабочей среды от окислителей необходимо применение активных геттеров кислорода, одним из которых является иттрий. Как показали расчеты, введение иттрия в количестве 0,01 моля полностью связывает кислород воздуха в оксид иттрия Y_2O_3 , поэтому при проведении процессов хромоалитирования в рабочую камеру загружался Ni-Y сплав.

Эксперименты по хромоалитированию образцов из литейных жаропрочных никелевых сплавов ЖС6У, ЖС32 проводили в лабораторной установке УЦЛ-1 при температуре 1000 °С, продолжительность процесса составляла 4 ч. В качестве лигатуры применялись специально выплавленные хромоалюминиевые сплавы с теми же концентрациями компонентов, которые использовались при выполнении термодинамических расчетов. Структура покрытий исследовалась на микроскопе Leica при увеличении $\times 500$, фазовый состав определялся на приборе Дрон-3 в кобальтовом излучении, распределение элементов по толщине покрытия изучалось методом рентгеноспектрального анализа на приборе JSM 5600.

Результаты исследования влияния состава лигатуры на структуру хромоалитированных покрытий показали, что увеличение содержания хрома до 80-90 % приводит к хромированию образцов. При использовании лигатуры состава 50 % Cr- 50 % Al концентрация хрома в покрытии соответствует оптимальному значению -5 %. Вместе с тем было установлено, что вследствие

использования NiY сплава при диффузионном насыщении повышается качество покрытий: предотвращается образование оксида алюминия, полностью устраняется пористость.

Таким образом, оптимизация состава рабочей газовой среды позволяет обеспечить условия совместного массопереноса насыщающих элементов и заменить двухстадийную порошковую технологию хромоалитирования на одностадийную газоциркуляционную, повысив при этом качество покрытий и стабильность процесса химико-термической обработки. Экспериментально установлено, что замена порошковой технологии на газоциркуляционную, позволяет увеличить динамическую пластичность хромоалитированных покрытий в 2,3 раза, а термостойкость - в 1,3-1,5 раза.

Литература

2. Абраимов Н.В. Высокотемпературные материалы и покрытия для газовых турбин. М.: Машиностроение, 1993. 336 с.
3. Арзамасов Б.Н. Химико-термическая обработка в активизированных газовых средах. М.: Машиностроение, 1979. 224 с.
4. Ватолин Н.А., Моисеев Г.К., Трусков Б.Г. Термодинамическое моделирование в высокотемпературных неорганических системах. – М.: Металлургия, 1994. – 352 с.

МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВОВ С НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫМ ПОВЕРХНОСТНЫМ СЛОЕМ ПРИ ВЫСОКИХ СКОРОСТЯХ ДЕФОРМАЦИИ

Скрипняк В.А., Скрипняк Е.Г., Скрипняк Н.В.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет
E-mail: skrp@ftf.tsu.ru*

MECHANICAL BEHAVIOUR OF METAL ALLOYS WITH NANOSTRUCTURED SURFACE LAYER AT HIGH STRAIN RATES

Skripnyak V.A., Skripnyak E.G., Skripnyak N.V.

Influence of structure of a surface layer on mechanical properties of aluminium and magnesium alloys at high strain rates are investigated by computer simulation method. It is shown that the structured surface layer influences evolution of shear bands in the volume of metal specimens at high velocity tension. The flow stress increasing of the aluminium and magnesium alloys after surface mechanical attrition treatment is connected with a formation delay on mesoscale levels of mesoscopic shear bands and mesodamages.

Исследования влияния наноструктурированных поверхностных слоев на механическое поведение алюминиевых и магниевых являются составной частью разработки новых технологий поверхностного упрочнения элементов конструкций авиационного назначения [1,2]. В данной работе представлены результаты исследования влияния структуры поверхностного слоя на механические свойства алюминиевых и магниевых и сплавов авиационного назначения при динамических воздействиях. Объектом исследования являются пластины из алюминиевого сплава Al 7075 и магниевый сплав AZ91D с наноструктурированными поверхностными слоями, сформированными методами поверхностной упрочняющей наноструктуризации. Структура поверхностных слоев при модели задавалась в соответствии с результатами экспериментальных исследований [3,4]. На рис.1 представлены данные, использованные при моделировании, об изменении зеренной структуры в сплавах [3,4].

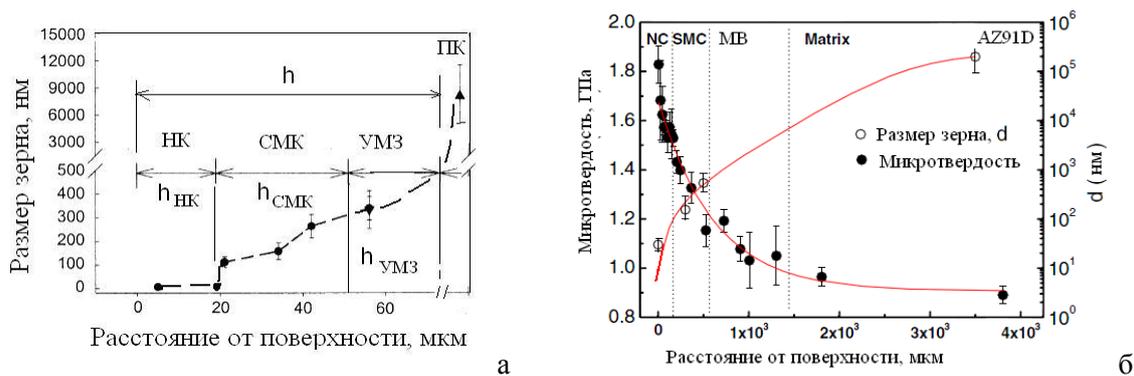


Рис. 1

Для исследования механического поведения пластин со структурированными поверхностными слоями при динамических воздействиях применялась дискретно-континуальная модель, учитывающая влияние структурных факторов на сопротивление пластическому течению в широком диапазоне скоростей деформации и температур [5]. Наличие структурированного слоя приводит к существенной неоднородности пластического течения в ее объеме. На рис. 2 показано распределение скоростей эквивалентных пластических деформаций в элементе пластины из алюминиевого сплава Al 7075 при средней скорости деформации $\sim 100 \text{ с}^{-1}$. При растяжении образца в структурированном поверхностном слое формируется и распространяется в объеме образца система пересекающихся полос локализованного пластического сдвига. Распространение полос в форме пакета от поверхностного слоя вглубь образца приводит к формированию нестационарного во времени и неоднородного в пространстве поля скорости эквивалентной пластической деформации. Экстремальные значения эквивалентной пластической деформации в образце с упрочняющим поверхностным слоем формируются в зоне, расположенной на значительном удалении от поверхности. В пластинах без упрочняющего слоя подобные зоны располагаются вблизи поверхности. Локализация пластических сдвигов на мезоскопическом уровне приводит к образованию характерной блочной структуры. Наличие наноструктурированного поверхностного слоя, с более высоким сопротивлением пластическому деформированию, способствует уменьшению размеров блоков в приповерхностном слое, как видно результатов, представленных на рис. 2 а

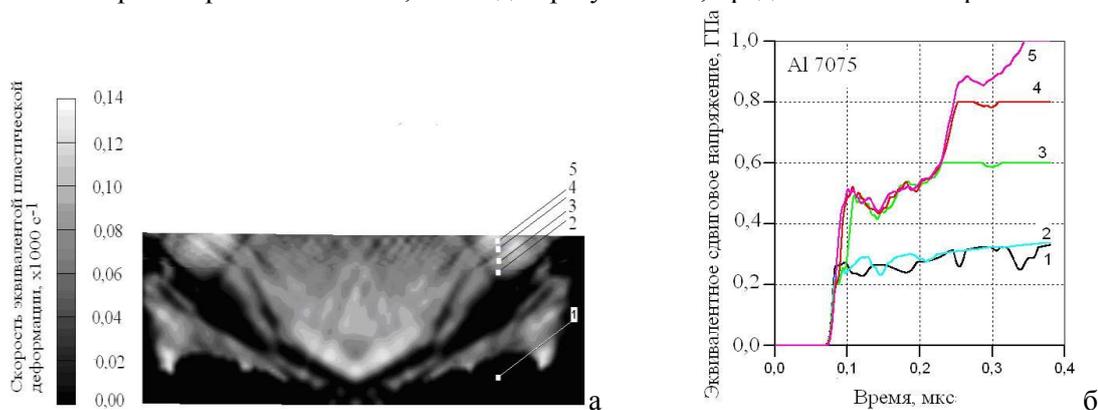


Рис 2.

На рис. 2.б показаны изменения во времени эквивалентных сдвиговых напряжений в элементах пластин из алюминиевого сплава Al 7075. Линии 1-5 соответствуют расчетным значениям эквивалентных сдвиговых напряжений в точках 1-5, положение которых показано на рис. 2 а

Результаты компьютерного моделирования свидетельствуют о качественном подобии закономерностей деформирования пластин из алюминиевых и магниевых сплавов с наноструктурированными поверхностными слоями при высоких скоростях растяжения. Различное сопротивление высокоскоростному пластическому течению поверхностных слоев материала и материала внутреннего объема, связанное с размерами зерна, приводит к появлению на мезоскопическом уровне моментов напряжений. Увеличение толщины поверхностного упрочненного слоя приведет в условиях растяжения к возрастанию величины моментов напряжений. Моментные

напряжения обуславливают развитие ротационных мод деформаций на мезоскопическом уровне в приповерхностном объеме материала. Наличие градиента сопротивления пластическому течению вблизи наноструктурированного поверхностного слоя способствует уменьшению размеров формирующихся мезоскопических блоков. На границе структурированного поверхностного слоя и внутреннего объема материала пластины локальных повреждений не образуется. Эффект упрочнения сплавов алюминия и магния за счет создания структурированного поверхностного слоя толщиной до 80 мкм с размерами зерна от 100 до 300 нм позволяет повысить предел текучести материала на 20 -35 %. Сопротивления высокоскоростному пластическому течению алюминиевых и магниевых сплавов, упрочненных методами поверхностной наноструктуризации, связано с задержкой образования на мезоскопических уровнях полос локализованного сдвига и повреждений.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ (ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» ГК П666 от 19.05.2010 г., ГК П506 от 13.05.2010г. и АВЦП «Развитие научного потенциала высшей школы» проекты 2.1.2./13526, 2.1.1/13521.)

Литература:

1. Оксогоев А.А., Скрипняк В.А., Окунева Т. А. Структурная адаптация поликристаллических материалов к внешним воздействиям // В. кн. Перспективные материалы и технологии для ракетно-космической техники. Под ред. А.А. Берлина, И.Г. Ассовского. М.: ТОРУС ПРЕСС, 2007, Т.3, с.101-109.
2. Панин В.Е., Колгачев А.Е., Панин С.В., Почивалов Ю.И. Влияние предварительного наноструктурирования поверхностного слоя на износостойкость титанового сплава ВТ6, подвергнутого химико-термической обработке //Известия Томского политех. ун-та, 2006, Т. 309, № 2, с. 144-149.
3. Lu K., Lu J. Nanostructured surface layer on metallic materials induced by surface mechanical attrition treatment //Mat. Sci. and Eng. A. 2004, V. 375-377, p. 38-45.
4. Wu X., Tao N., Hong Y., et. al. Microstructure and evolution of mechanically-induced ultrafine grain in surface layer of AL-alloy subjected to USSP// Acta Materialia, 2002, V.50, p. 2075–2084.
5. Скрипняк Е.Г., Скрипняк Н.В., Козулин А.А., Скрипняк В.А. Моделирование влияния наноструктурированного поверхностного слоя на механическое поведение алюминиевых и магниевых сплавов при динамических воздействиях //Известия вузов. Физика. 2010, Т. 53, № 12/2, с. 205-212.

РАЗРУШЕНИЕ И ДЕФОРМИРОВАНИЕ ХРУПКОГО ТВЕРДОГО ПОКРЫТИЯ НАНЕСЕННОГО НА ПОЛИМЕРНОЕ ОСНОВАНИЕ В УСЛОВИЯХ ЛОКАЛЬНОГО НАГРУЖЕНИЯ

Ушаков И.В., Облицов И.В. *, Киселев Э.Д. *

Московский государственный горный университет, г. Москва, ushakoviv@mail.ru

**Тамбовский государственный университет им. Г.П. Державина, г. Тамбов, oblitsovivan@mail.ru*

**Тамбовский государственный университет им. Г.П. Державина, г. Тамбов, eduard_kiselev@mail.ru*

DESTRUCTION AND DEFORMATION OF BRITTLE HARD SURFACE LAYERS SITUATED ON POLYMER BASE IN CONDITION OF LOCAL LOADING

Ushakov I.V., Oblizov I.V., Kiselev E.D.

The deformation and destruction of brittle hard surface layer are investigated by experimental modeling. The pictures of destruction of real and modeling experiments are equaled. The results and perspective of modeling experiments are discussed.

Метод микроиндентирования тонких лент аморфно-нанокристаллических металлических сплавов является информативным и хорошо апробированным. Он позволяет выявить ряд важных характеристик аморфно-нанокристаллических металлических сплавов: микротвердость; характер

роста трещин; особенности пластического деформирования и разрушения в области нагружения и в вершинах трещин. Кроме того, разработана специальная методика позволяющая эффективно определять пластического свойства хрупких лент аморфно-нанокристаллического металлического сплава (для некоторых температур отжига) [1-2]. Однако, исследования методом микроиндентирования не всегда позволяют установить механизм формирования зоны деформирования и разрушения, движение материала подложки, величину упругого прогиба и пр. Требуют уточнения механизмы пластического деформирования и разрушения аморфно-нанокристаллического металлического сплава. Необходимо определить влияние нанокристаллов, аморфной матрицы, межзеренных границ на инициирование и развитие процесса разрушения. Непосредственное исследование данных явлений затруднено в связи с микроскопическими размерами зоны деформирования и разрушения. Кроме того, исследование закономерностей деформирования и разрушения композита «полимерное основание – металлическое покрытие» представляет самостоятельный интерес.

Одним из методов решения указанных задач является моделирование. В настоящее время решение таких задач, как правило, осуществляется с использованием компьютерного моделирования. Однако, в ряде случаев компьютерное моделирование может эффективно дополняться экспериментальным моделированием [3]. Результаты экспериментального моделирования позволяют уточнить характер разрушения и деформирования, значительно сэкономить время и силы при экспериментальных исследованиях. Таким образом, целью данной работы является экспериментальное моделирование процессов деформирования и разрушения тонкого аморфно-нанокристаллического металлического покрытия нанесенного на полимерное основание.

Для осуществления экспериментального моделирования разработана специальная установка. Нагружение осуществляется увеличенной копией пирамидки Виккерса. Установка позволяет регулировать скорость и силу нагружения. В качестве основания использовали эластичные полимерные материалы, которые могли различаться по микротвердости, по пластическим характеристикам и пр. Для моделирования структуры аморфных металлических сплавов и аморфно-нанокристаллических металлических сплавов, содержащих нанокристаллы окруженные аморфной прослойкой, использовали покрытия с различными наполнителями. В качестве наполнителей использовали металлические частицы различной формы и размеров, резиновую крошку и пр.

В результате проведения экспериментального моделирования удалось получить характерные картины разрушения схожие с полученными в экспериментах (рис. 1). Указанные картины разрушения схожи (в ряде случаев идентичны) наблюдаемым экспериментально [4-5]. В результате моделирования получены все экспериментально наблюдаемые картины разрушения.

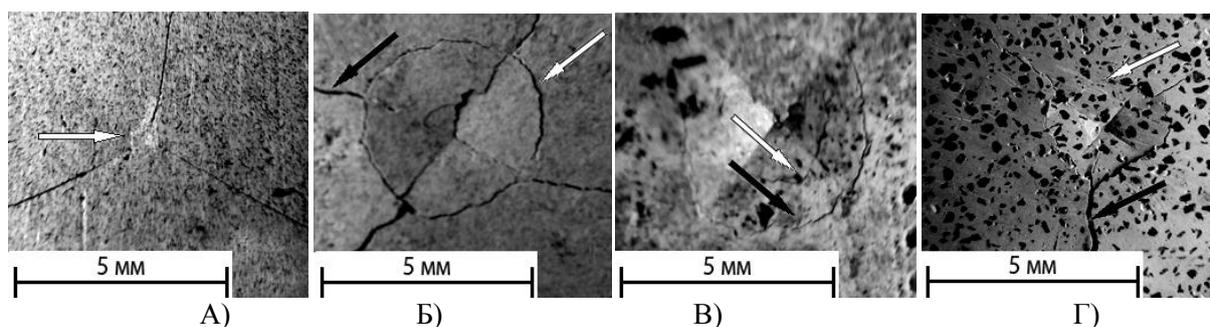


Рис. 1. А) Радиальные трещины сформировавшиеся в области локального нагружения (показано стрелкой); Б) Кольцевая и радиальные трещины. Белой стрелкой показана кольцевая трещина, черной стрелкой показана одна из радиальных трещин; В) Две вложенных трещин ориентированных (примерно) вдоль граней индентора; Г) Кольцевая трещина (показана белой стрелкой) и радиальная трещина (показана черной стрелкой) сформировавшаяся на кольцевой трещине

Низким температурам отжига соответствуют картины разрушения аналогичные разрушению приведенному на (рис. 1а). Для материала, переведенного в нанокристаллическое состояние соответствуют картины разрушения приведенные на (рис. 1б). Максимально охрупченным материалам соответствуют микрокартины приведенные на (рис. 1в,г). Таким

образом, удается получить при моделировании все основные картины разрушения наблюдаемые экспериментально для разных температур отжига.

Проведенное экспериментальное моделирование позволило уточнить требования к экспериментальному исследованию, определить некоторые закономерности роста трещин и формирования зоны деформирования в области локального нагружения. Кроме того, полученные результаты позволяют осуществить модельное экспериментирование направленное на определение закономерностей формирования трещин. В частности, это позволит выявить влияние наполнителей на характер инициирования и роста трещин, а также взаимодействия трещин с локальными неоднородностями. Такие результаты могут быть использованы в экспериментах по определению комплекса свойств нано- и микрокристаллитов окруженных аморфной матрицей в многокомпонентных аморфно-нанокристаллических металлических сплавах.

Литература

1. Ушаков И.В., Поликарпов В.М. / Механические испытания тонких лент металлического стекла инденторами различной геометрической формы // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2007. Т. 69. № 7. С. 43-47.
2. Ушаков И.В. Определение механических свойств при индентировании аморфно – нанокристаллического металлического сплава, подвергнутого лазерному модифицированию // Вестник Тамбовского государственного университета. Сер. Естественные и технические науки. – 2007. – Т. 12. – Вып. 2. – С. 258-262.
3. Ушаков И.В. / Моделирование процессов деформирования и разрушения композита металлическое покрытие – полимерное основание в условиях локального нагружения // XVI Международная конференция «Физика прочности и пластичности материалов». Сборник тезисов. Самара. 2006 г. С. 46.
4. Ushakov I.V. / Method of mechanical testing of laser treated metallic glass by indenters with different geometry / Proc. SPIE. The international Society for Optical Engineering. - 2007, v. 6597. P. 6597141-6597141.
5. Ушаков И.В., Федоров В.А., Судакова Л.И. / Деформирование и разрушение металлического стекла при индентировании на подложках // Труды II Международной конференции “Микромеханизмы пластичности, разрушения и сопутствующих явлений”, Вестник Тамбовского государственного университета. 2000 г., Том 5, вып. 2-3., с. 384-386.

ДЕФОРМИРОВАНИЕ И РАЗРУШЕНИЕ НАНОСТРУКТУРНОГО МАТЕРИАЛА НА ГРАНИЦЕ ОБЛАСТИ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКИ

Ушаков И.В., Сафронов И.С.* , Людчик О.Р.**

Московский государственный горный университет, г. Москва, ushakoviv@mail.ru

**Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, г. Тамбов, safronovfamili@rambler.ru*

***Белорусский государственный университет, г. Минск, lyudchik@tut.by*

DEFORMATION AND DESTRUCTION OF NANOSTRUCTURAL MATERIAL AT MARGIN OF LASER TREATED AREA

Ushakov I.V., Safronov I.S., Lyudchik O.R.

The mechanical properties of amorphous-nanocrystalline material irradiated by series of laser impulses are investigated. The feature of destruction of initial and laser treated material are studied. The dependence of microhardness from distance from center of laser treated area is revealed.

Обработка тонких лент аморфно-нанокристаллических металлических сплавов лазерным излучением имеет ряд существенных преимуществ перед другими методами обработки. Это связано с тем, что для тонких пленок многокомпонентных аморфно-нанокристаллических металлических сплавов в

ряде случаев удастся подобрать такие режимы лазерной обработки которые могут избирательно (или по крайней мере преимущественно) воздействовать на дефектные области. В этом случае удастся повысить эксплуатационные характеристики материала, например, комплекс механических свойств. Важно отметить, что в результате селективной лазерной обработки материал остается наноструктурным и сохраняет комплекс полезных характеристик. Таким образом, совершенствование методики обработки тонких лент многокомпонентных аморфно-нанокристаллических металлических сплавов с целью получения материалов с заданными механическими свойствами является важной научной задачей имеющей несомненное практическое значение. Ранее были установлены некоторые закономерности оптимизации свойств аморфно-нанокристаллического металлического сплава подвергнутого обработке лазерными импульсами ($\lambda=1060$ нм, $\tau\approx 20$ нс.) [1-2]. Вместе с тем, требуется дополнительное изучение механизма селективного воздействия лазерного излучения на дефектные области, а также комплекса физических свойств этих областей. Необходимо выявить режимы облучения, при которых возможно оптимизировать свойства аморфно-нанокристаллического металлического сплава без потери наноструктурного состояния. Указанная задача осложняется тем, что до настоящего времени отсутствует детальное понимание процесса формирования метастабильной аморфно-нанокристаллической структуры в исходно аморфном материале [3-5].

Целью данной работы является исследование особенностей формирования свойств тонкой пленки аморфно-нанокристаллического металлического сплава подвергнутого серии наносекундных лазерных импульсов.

Исследования проведены на аморфном металлическом сплаве $\text{Co}_{71,66}\text{B}_{4,73}\text{Fe}_{3,38}\text{Cr}_{3,14}\text{Si}_{17,09}$ (Ашинский металлургический завод). Для перевода материала в аморфно-нанокристаллическое состояние, образцы подвергали отжигу в печи при $T_{\text{отж}}=700-800$ К. При проведении механических испытаний, образец наносили на подложку [2,3]. Лазерную обработку образцов осуществляли с использованием оптического квантового генератора ELS-01, $\nu_{\text{имп}}$ до 50 Гц, $\lambda=1064$ нм, $E_{\text{имп}}$ 50-100 мДж, $\tau\approx 15-20$ нс. Выбранные области образцов подвергали облучению серией импульсов (5-10) с частотой 1-50 Гц. Механические испытания осуществляли на микротвердомере ПМТ-3.

В результате облучения на поверхности формировалась четкая область с оплавленной поверхностью. Образец подвергали локальному нагружению пирамидкой Виккерса. Испытания проводили в облученных участках и на границе между исходным и облученным материалом. Локальному нагружению также подвергали исходный материал на расстоянии до 400 мкм от границы облученной зоны. Для определения характера разрушения и деформирования нагрузку повышали до $\approx 3-4$ Н.

Установлен характер роста трещин сформированных в непосредственной близости от зоны облучения. Термические и механические напряжения, формирующиеся в областях материала граничащих с областью облучения, изменяют механические свойства материала [2-3]. Трещины распространяясь в этих областях, как правило, меняют характер своего распространения, огибая указанные области. В то же время это явления менее выражено, чем для случая использования миллисекундных лазерных импульсов.

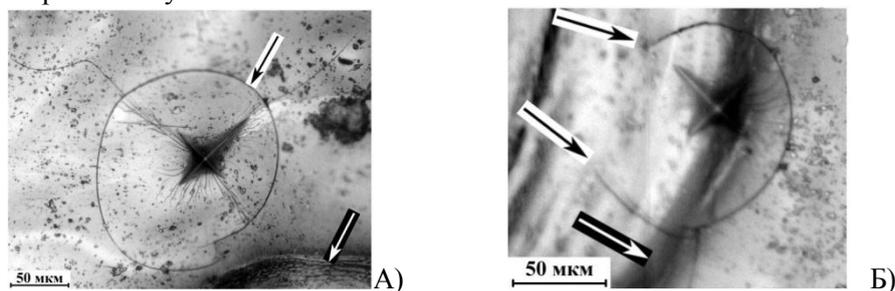


Рис. 1. А) Область пластического деформирования вокруг отпечатка от пирамидки Виккерса, кольцевая и радиальные трещины. Белой стрелкой показана граница области облучения, черной стрелкой показана кольцевая трещина. Б) Нагружение границы между исходным и облученным материалом. Черной стрелкой показана граница облучения, белыми стрелками показаны вершины остановившихся трещин.

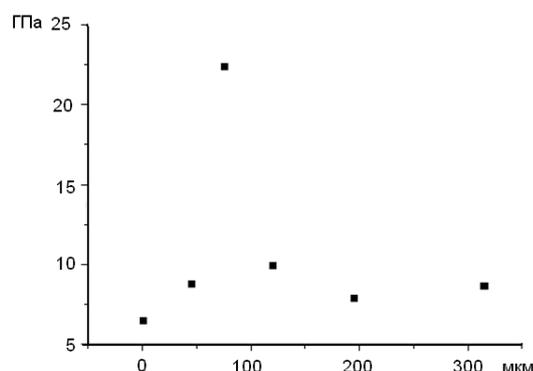


Рис. 2. Зависимость микротвердости от расстояния от центра облученной зоны. Максимум микротвердости соответствует границе между центром зоны облучения и исходным материалом (примерно 100 мкм).

В том случае, если трещины были инициированы на границе между облученным и исходным материалом можно выделить следующие характерные особенности деформирования и разрушения. Деформирование в виде полос сброса практически отсутствует в облученной области (рис 1). Четкие следы пластической деформации окружающие область нагружения (рис. 1а), на отпечатке, сделанном в границу видны только с необлученной стороны (рис. 1б). В облученном материале пластическое деформирование должно реализовываться в вершине растущей трещины, о чем свидетельствуют остановившиеся в облученном материале трещины. Характерные случаи кольцевых трещин распространяющихся в облученном и исходном материале приведены на рисунках 1а и 1б. Причиной остановки трещин в облученном материале может быть только интенсивное пластическое деформирование поглощающее энергию и приводящую к прекращению роста трещин. Интересно, что повышение энергоемкости разрушения в приграничных областях облученного материала сочетается с высокой микротвердостью (рис. 2). То есть, в пограничных областях в результате лазерной обработки удается повысить микротвердость и одновременно повысить энергоемкость разрушения.

Таким образом, в результате лазерной обработки аморфно-нанокристаллического материала серией наносекундных лазерных импульсов, материал на границе зоны облучения характеризуется высокой микротвердостью и энергоемкостью разрушения.

1. Ушаков И.В. Импульсная лазерная обработка материалов содержащих неоднородные нано- и микрообласти // Тяжелое машиностроение. 2010 г. № 8. С. 34-37.
2. Ушаков И.В. / Закономерности локального деформирования и разрушения тонких лент металлического стекла 82К3ХСР при импульсной лазерной обработке // Физика и химия обработки материалов. 2006. № 5. С. 24-28.
3. Ушаков И.В. / Деформирование и разрушение металлического стекла, нанесенного на композиционное основание, в условиях локального нагружения инденторами различной геометрической формы // Вестник Тамбовского государственного университета. Сер. Естественные и технические науки. – 2006. – Т. 11. – Вып. 2. – С. 163-167.
4. Носкова Н.И., Мулюков Р.Р. Субмикрокристаллические и нанокристаллические металлы и сплавы. Екатеринбург: УрО РАН, 2003. 279 с.
5. Абросимова Г.Е., Аронин А.С., Игнатъева Е.Ю. / Метастабильная фаза, образующаяся при кристаллизации аморфного сплава $Ni_{70}Mo_{10}P_{20}$ // Физика твердого тела, 2006, том 48, вып. 1, с. 15-19

ПОЛУЧЕНИЕ ПОКРЫТИЙ ИЗ СМЕСЕЙ ПОРОШКОВ КАРБИДА ХРОМА С МЕТАЛЛАМИ ВЗРЫВНЫМ ПРЕССОВАНИЕМ БЕЗ СПЕКАНИЯ

Харламов В. О., Крохалев А. В., Кузьмин С. В., Лысак В. И.

Россия, Волгоградский государственный технический университет, harlamov_vo@mail.ru

RECEPTION OF COVERINGS FROM MIXES OF POWDERS OF CARBIDE OF CHROME WITH METALS USING EXPLOSIVE PRESSING WITHOUT SINTERING

Kharlamov V.O., Krokhaliev A.V., Kuz'min S.V., Lysak V.I.

The paper considers the problems of metal binder and loading conditions selection while producing of Cr_3C_2 -based hard-alloy coatings by explosive compacting of powders without sintering.

В настоящее время твердые сплавы изготавливают путем прессования исходных смесей порошков тугоплавких карбидов с металлами и спекания, что накладывает определенные ограничения на состав материалов, связанные, прежде всего, с химической совместимостью компонентов сплавов, и не позволяет принципиально повысить их эксплуатационные свойства. Решение этих проблем может быть найдено путем использования при компактировании порошковых смесей карбидов с металлами энергии взрыва. Взрывная обработка порошков дает возможность одновременно достигать как давлений, достаточных для уплотнения порошков до практически беспористого состояния, так и температур, достаточных для консолидации (сварки) структурных компонентов порошкового материала в единое целое, а кратковременность воздействия высоких давлений и температур предотвращает возможность избежать вторичного химического взаимодействия между компонентами сплавов и роста зерна в их структуре.

При нанесении порошковых покрытий взрывом исходную порошковую смесь обычно располагают на поверхности плакируемой заготовки и нагружают путем подрыва накладного заряда ВВ через промежуточную прокладку, отделяющую продукты детонации от порошка. Процесс нанесения покрытий сопровождается распространением по порошковой смеси падающей ударной волны и ее отражением от поверхности монолитной подложки и промежуточной прокладки. При этом рост температуры порошкового материала происходит в основном в первой волне, движущейся по невозмущенному порошку, а максимальное давление его сжатия достигается в отраженных ударных волнах, что является оптимальным с точки зрения сварки давлением.

Исследование покрытий, полученных взрывной обработкой смесей порошков карбида хрома Cr_3C_2 с Cu, Ni и Ti [1] в широком диапазоне параметров нагружения (в соответствии с проведенными расчетами [2] температура разогрева порошка в ударных волнах изменялась в опытах от 200 до 1000 °С, а максимальное давление ударно-волнового сжатия - от 4 до 16 ГПа), показало, что порошковые смеси с Ti уплотняются существенно лучше, чем смеси с Cu или Ni, что может быть объяснено более низкой акустической жесткостью Ti, облегчающей его затекание в промежутки между карбидными частицами при ударно-волновом микровзаимодействии последних с частицами металлической связки в момент прохождения по порошку падающей и отраженных ударных волн (рис.1).

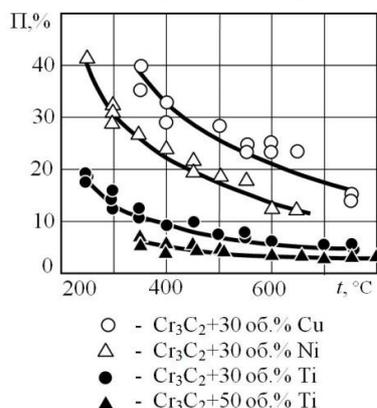


Рис. 1 Зависимость пористости покрытий от температуры разогрева в ударной волне

Твердость покрытий с увеличением интенсивности ударно-волнового воздействия увеличивается, причем на ее плавный рост при увеличении температуры разогрева порошка в процессе обработки при 500-600 °С накладывается скачек, свидетельствующий о формировании прочного соединения между составляющими исходной порошковой смеси (рис.2).

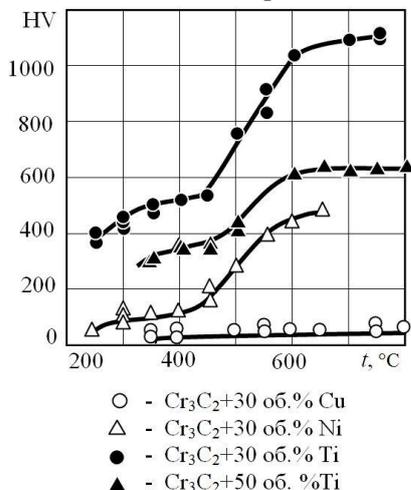


Рис. 2 Зависимость твердости покрытий от температуры разогрева в ударной волне

Установленная нижняя температурная граница области режимов сварки частиц порошка друг с другом на стадии уплотнения находится в хорошем соответствии с известными положениями сварки давлением, согласно которым для образования прочного соединения в твердой фазе необходимо обеспечить возможность пластической деформации обоих свариваемых компонентов, что в нашем случае может быть достигнуто лишь после разогрева карбидной составляющей смеси до $(0,35-0,4)T_{пл}$.

Следует отметить, что твердость покрытий с титановой связкой существенно превышает твердость покрытий со связкой никелевой, а тем более медной (при использовании последней, как следует из рис.2, сварки карбидной и металлической фаз не происходит даже при благоприятных условиях температурно-силового воздействия), что может быть объяснено высокой склонностью Ti к карбидообразованию и, как следствие, большей энергией его связи с карбидной фазой, обусловленной термодинамической устойчивостью межфазных границ, в состав которых в нашем случае должны входить атомы хрома, углерода и металла связки.

Литература

1. Получение износостойких покрытий из смесей порошков карбида хрома с металлической связкой с использованием взрывного нагружения / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Изв. ВолгГТУ. Серия "Сварка взрывом и свойства сварных соединений". Вып. 4 : межвуз. сб. науч. ст. / ВолгГТУ. - Волгоград, 2010. - № 5. - С. 117-122.
2. Компьютерный расчёт параметров сжатия при нанесении порошковых покрытий взрывом / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Изв. ВолгГТУ. Серия "Сварка взрывом и свойства сварных соединений". Вып. 4 : межвуз. сб. науч. ст. / ВолгГТУ. - Волгоград, 2010. - № 5. - С. 110-116.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ (Государственный контракт №02.740.11.0809)

ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛА С КОМПОЗИТНЫМ ПОКРЫТИЕМ НА МЕЗОУРОВНЕ

Шваб Е.А., Балохонов Р.Р.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, 634021 Томск
E-mail: schwab@mail.ru*

MESOSCALE MECHANISMS OF DEFORMATION AND FRACTURE IN MATERIALS WITH COMPOSITE COATINGS

Schwab E.A., Balokhonov R.R.

*The Institute of Strength Physics and Materials Science, SB RAS, 634021 Tomsk, Russia
E-mail: schwab@mail.ru*

Investigated is the deformation and fracture of “composite Al-TiC coating – aluminum substrate” composition. A dynamic boundary-value problem in a plane strain formulation is solved numerically by the finite-difference method. The Al-TiC interface geometry corresponds to the configuration found experimentally and is accounted for explicitly in the calculations. To simulate the mechanical response of an aluminum substrate and a composite coating use was made of an elastic-plastic model with isotropic strain hardening and a fracture model taking into account crack initiation and growth in the regions of bulk tension. The local regions of bulk tension are shown to arise near the interfaces even under simple uniaxial compression of the composite that controls the mechanisms of fracture at the mesoscale.

В работе исследуется механическое поведение композита «алюминиевая основа – композитное Al-TiC покрытие». Краевая динамическая задача решается численно методом конечных разностей в постановке плоской деформации. Для описания механической реакции алюминиевой подложки и TiC включений в покрытии используются упруго-пластическая модель с изотропным упрочнением и критерий разрушения типа Губера, соответственно [1, 2]. Структура композита соответствует экспериментально наблюдаемой и учитывается в расчетах явно (рис. 1), что позволяет явно в качестве начальных данных ввести с расчеты масштабный фактор. Рассмотрение ведется на трех масштабных уровнях: алюминиевой основы с покрытием (рис. 1 а-б), уровень композитного покрытия (рис. 1 в) и уровень отдельного включения карбида титана в алюминиевой матрице.

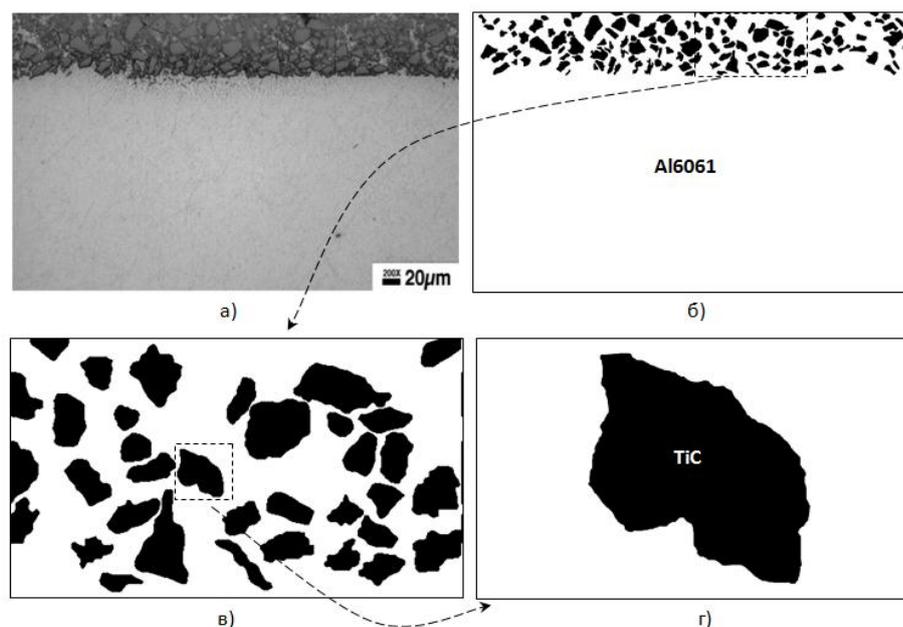


Рис 1. Экспериментальная [3] а) и модельные б) – г) структуры материала с композитным покрытием на разных масштабных уровнях.

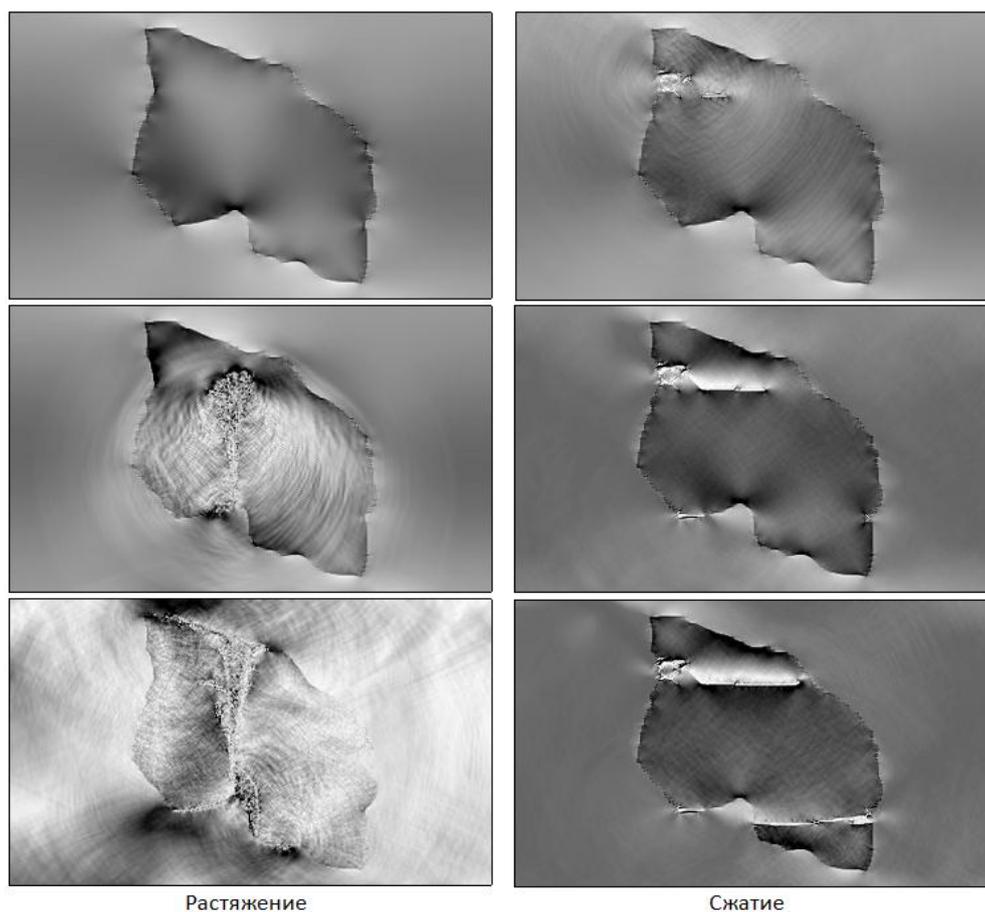


Рис 2. Разрушение TiC включения при различных видах внешнего нагружения.

Проведено моделирование растяжения и сжатия материала с покрытием. Исследованы особенности деформирования и разрушения связанные со сложной геометрией двух границ раздела: «TiC включения – алюминиевая матрица» в композитном покрытии и «композитное покрытие – алюминиевая подложка». Установлено, что процессы локализации пластического течения в алюминиевой матрице/подложке и растрескивания TiC включений развиваются согласовано и взаимосвязано. Показано, что как при растяжении, так и при сжатии композиции возникают локальные области объемного растяжения, где при последующем нарастании нагрузки зарождаются трещины. При растяжении и сжатии трещины зарождаются в различных местах и распространяются в разных направлениях (рис. 2).

Работа выполнена при поддержке Президента РФ (грант МД-202.2011.8), Российского фонда фундаментальных исследований (проект 10-08-00084-а) и Российской академии наук (проект № 23.1).

1. R.R. Balokhonov, V.A. Romanova The effect of the irregular interface geometry in deformation and fracture of a steel substrate–boride coating composite. *International Journal of Plasticity*, 25 11 (2009) 2225-2248.
2. Balokhonov R.R., Romanova V.A., Schmauder S. Finite-element and finite-difference simulations of the mechanical behavior of austenitic steels at different strain rates and temperatures. *Mechanics of Materials*, 41 12 (2009) 1277-1287.
3. Kadolkar P.B., Watkins T.R., De Hosson J.Th.M., Kooi B.J. and Dahotre N.B. State of residual stress in laser–deposited ceramic composite coatings on aluminum alloys. *Acta Materialia*, 55 4 (2007) 1203–1214.

ИССЛЕДОВАНИЕ УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И РАЗРУШЕНИЯ НАНОСТРУКТУРНЫХ ПОКРЫТИЙ ДЛЯ РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА

Ширманов Н.А.

Россия, Ульяновский государственный технический университет, e-mail: pas-shirmanov@yandex.ru

RESEARCH OF ELASTIC-PLASTICAL PROPERTIES AND DESTRUCTION NANOSTRUCTURAL COATINGS FOR CUTTING TOOL

Shirmanov N.A.

Results steadfastness and indentation tests of the cutting tool with nanostructural wear - resistant of ion-plasma coating is submitted. The analysis elastic-plastical, structural and adhesion-strength properties of a wear - resistant coatings and a composition "coating – tool basis" is resulted. Related tests to estimate the properties of some traditional and advanced coatings were done and results are discussed. Composition of strengthening coatings for metal-working are considered and proved in application.

Одним из наиболее перспективных направлений совершенствования режущего инструмента (РИ) является нанесение на его рабочие поверхности износостойких ионно-плазменных покрытий. Строение и свойства данных покрытий могут значительно отличаться от соответствующих свойств инструментального материала, что позволяет сдерживать процессы изнашивания, трещинообразования и разрушения контактных площадок РИ, а также влиять на характеристики процесса резания в различных условиях металлообработки. Для повышения работоспособности РИ находят применение износостойкие многоэлементные и многослойные наноструктурные покрытия. Тем не менее, механизм их влияния на изнашивание и разрушение РИ с покрытием до конца не изучен.

Проведёнными исследованиями было установлено, что многоэлементные и многослойные наноструктурные покрытия, имеющие в своем составе различные металлические и неметаллические компоненты, в сравнении с простыми (однокомпонентными) покрытиями на основе нитридов тугоплавких металлов, имеют более высокие физико-механические и адгезионно-прочностные свойства. Указанные покрытия обладают более высокими упругими характеристиками и, как следствие, более высоким сопротивлением процессам трещинообразования и пластической деформации РИ с покрытием.

Износостойкие ионно-плазменные покрытия наносили на установке "Булат" на твердосплавные пластины группы ВК. Структурные исследования образцов с покрытиями и остаточных макронапряжений в покрытии проводили методами рентгеновской дифрактометрии на установке "ДРОН – 3М" с использованием фильтрованного $\text{Cu K}\alpha$ -излучения в режиме пошаговой съёмки. Микротвёрдость покрытий H_{μ} измеряли с использованием пирамиды Кнупа на микротвердомере Mitutoyo HM-112. Исследование модуля упругости E и упругого восстановления R проводили с помощью нанотвердомера Nano-Hardness Tester, CSEM. Прочность сцепления покрытия с инструментальной основой оценивали методом вдавливания алмазного конического индентора с использованием твердомера ТК-2М и при царапании на приборе Revetest, CSM Instrument. Площадь отслоения покрытий K_0 и процесс трещинообразования и разрушения покрытий по передней поверхности РИ исследовали на металлографическом микроскопе Carl Zeiss и растровом электронном микроскопе Jeol. Работоспособность РИ с покрытием определяли по интенсивности изнашивания J при точении нержавеющей стали 12X18H10T, без СОЖ. Исследовали твердосплавные пластины ВК6М с однослойными и многослойными покрытиями на основе $(\text{Ti,Si})\text{N}$, легированных Zr, Al, Nb и Ta, и сравнивали с РИ с покрытием TiN.

Проведённые исследования показали, что наличие дополнительных легирующих элементов и слоёв в износостойких покрытиях на основе TiN приводит к повышению их физико-механических свойств. Очевидно, что наноструктурные многоэлементные и многослойные покрытия имеют более высокие физико-механические свойства, о чём и свидетельствует величина микротвёрдости H_{μ} и остаточных макронапряжений σ_0 , которые формируют как упругопластические характеристики

покрытий (E и R), так и адгезионно-прочностные свойства композиции “покрытие – РИ”. Изменения механических и адгезионно-прочностных свойств покрытий приводит к получению высокопрочных износостойких покрытий, способных существенным образом замедлить процесс трещинообразования и разрушения РИ с покрытием, что наглядно демонстрируют фото мест индентирования и контактных площадок, полученные на микроскопах. Всё это сказывается положительно на работоспособности РИ при резании нержавеющей стали, и позволяет снизить интенсивность изнашивания в 1,6-2,8 раза по сравнению с РИ с покрытием TiN.

ФРАКТАЛЬНАЯ РАДИАЦИОННАЯ КИНЕТИКА МЕЗОСТРУКТУР ТОНКИХ АМОΡФНЫХ ПЛЕНОК С ДАЛЬНОДЕЙСТВУЮЩЕЙ СТАТИСТИКОЙ

Щеголева С.А., Панов Е.С., Юдин В.В.

Россия, Дальневосточный федеральный университет, sveta170@bk.ru, yudinvv@mail.ru

FRactal Radiation Kinetics of Mesostuctures Thin Amorphous Films with Long-Range Statistics

Schegoleva S.A., Panov E.S., Yudin V.V.

The article describes radiation kinetics of Bethe-Cayley tree graphs, which represent net mesostructures of Co-Ni-P amorphous films. It was discovered, that the dependency of fractality α -index from the amount of γ -radiation has two phases. Weibull α -index values obtained dramatically change the third stage of a typical curve of a system destruction kinetics because of long-range action.

Большинство современных технологий по получению твердых сред характеризуются той или иной степенью неравновесности [1, 2]. Это не только прямые технологические процессы, но и методики получения предкурсорных состояний, а также доводочные технологии или многостадийные процессы с фазовыми переходами, в том числе фазовые переходы на границах раздела фаз. Естественно, что главным фактором степени неравновесности является скоростной или временной фактор. Здесь достаточно упомянуть хорошо известные методы быстрой закалки из расплавов, например, метод спиннингования. Получаются многокомпонентные ленты при довольно значительных скоростях охлаждения, обладающие уникальными и противоречивыми свойствами [3]. Классическими объектами являются аморфные тонкие пленки МП-М, РЗ-ПМ [1, 3, 4]. К неравновесным объектам можно отнести и квазикристаллы [5,6]. В наших работах [2, 7] наблюдались очаги пятилистников на поверхности спиннингованных лент, стареющих изотермическим способом в эксикаторе. Также в наших работах 80-90-х годов было убедительно показано, что в неравновесных разупорядоченных средах возникает многомодовая иерархическая система естественных мезодефектов с развитой сеточной топологией, которая может быть существенно фрустрирована [1, 2]. Одна из первых мод мезоструктуры принадлежит нелинейной модуляционной стохастической волновой структуре, которая характерна лабиринтной топологией с размерами 30-50 А [2]. Масштабы 100-1000 А и даже более занимает собственная сеточная система вложенная друг в друга по принципу скейлинга [4]. По нашему мнению, появление таких систем дефектов является откликом среды на степень неравновесности технологии приготовления.

Целью данной работы является исследование кинетики мезоструктуры, в частности тонких аморфных пленок (АП) Co-Ni-P, подвергнутых γ -облучению [8, 9]. Своеобразие дальнейшего изучения состоит в том, что иерархическую сеточную систему нельзя представить как ансамбль независимых отдельностей, а потом изучать их корреляционные, спектральные свойства [1]. Стандартная статистическая концепция ансамбля уничтожает целостность системы дефектов сеточного типа. Требуется найти адекватное представление таких систем. Главное не только распределение ячеек сетки по размерам, хотя это и важно, но и факт существования межъячеечных соседств, инцидентов, координаций [4, 10]. Ранее в наших работах [8, 9] такая радиационная кинетика мезоструктурных систем как раз исследовалась методами потоков пересечений границ сеток. Не смотря на нетривиальные и богатые результаты, полученные этим методом, с принципиальных позиций следует признать определенную неадекватность модели потоков случайных процессов для изучения сеточных структур. Поэтому нами был предложен принципиально другой метод адекватного задания клиппированных сеток в представлении координационных древесных графов Бете-Кейли (ДГБК) [4-6, 10]. Именно такие древесные графы (ДГ)

полностью отображают ячеистую сеточную систему мезодефектов. С этой точки зрения наша задача состоит в древесно-графовой конкретизации, например, процессов структурной релаксации или каких-либо деградиационных, а также процессов консервативного старения [7]. Типовой ДГБК содержит в себе все атрибуты целостной иерархической системы дефектов разупорядоченных неравновесных сред. Вершины его отображают ячейки, ребра графа – отображают непосредственное соседство, смежности. Больше никаких характеристик, особенно в древесно-графовом представлении не нужно для задания и описания кинетики сеточных структур. Тем самым получаем простое, полное и даже минимальное описание самих сеточных систем [1, 2, 10].

Древесно-графовый подход автоматически влечет за собой принцип симплициальной композиции или в какой-либо форме обобщенный принцип скейлинга. Степень ветвистости в наших древесных графах в общем случае является случайной величиной. Следовательно, такие ДГ отображают квазистохастические среды [4, 7, 10]. Более того, в приближении входящих ветвей разрешена внутриуровневая локальная пересекаемость, что обеспечивает связность фронтов перколяции. На этом уровне можно сопоставить фронтальному переносу концентрическую систему вложенных скорлуп Мандельброта [4, 7, 10]. Эти перколяционные фронты на ДГБК обладают винеровской топологией и совершенно естественно могут считаться фракталами [5, 6]. С другой стороны, мы можем предложить дуальную систему «ортогональную» к скорлупам Мандельброта, лучевую систему стримеров [7, 10], которая тоже является фрактальным образованием. Перколяция на древесных графах как аналог кинетического процесса может сразу осуществляться в виде фрактальных обобщенных фронтов Гюйгенса с одной стороны и лучевой системой стримеров с другой, которая ортогональна фронтам. Затем применяется теория перечислений древесных графов, проводится построчная нормировка, получаются вероятностные перечисляющие полиномы (ВПП) или распределение кустов на каждом уровне дерева по степеням ветвистости [7, 10]. Очевидно, при первом этапе исследования будем исходить из кумулянты распределения по всем уровням. С точки зрения математической статистики и теории принятия решений необходимо провести проверку гипотез по виду аналитик ВПП в зависимости, например, от дозы облучения. В наших ранних работах показано [8, 9], что в таких случаях может действовать статистика Вейбулла. Как известно, эта статистика возникла как один из примеров экстремальных статистик и соответствует концепции «узкого» места. Главным показателем статистики Вейбулла является α показатель, который, как мы показали, может иметь фрактальный смысл [4]. В осях (α , $\ln D$) мы получаем хорошую линейную аппроксимацию на множестве экспериментальных точек для наших облученных тонких АП. Тем самым гипотеза вейбулловости является доказанной. Уже в 90-е годы стало ясно, что статистика Вейбулла является одной из статистик, которые обладают тяжелыми, длинными хвостами. Это значит, что принципиально не исключается вероятность появления больших отклонений, что возможно, если ввести в соответствующей форме эффект дальнего действия [6, 11, 12]. Более того, через некоторое время стало ясно, что такой эффект влечет за собой фрактальный характер кинетических процессов. Это даже в некоторой степени очевидно, поскольку наши ДГ автоматически подчиняются принципу подобия, скейлингу [4, 7, 10].

Для случая радиационной кинетики ДГ, отображающих сеточную мезоструктуру мы получили зависимость α показателя фрактальности от дозы γ -облучения аморфных пленок. Она имеет характерный вогнутый вид с минимумом $\alpha=1$ на дозе $D=3 \cdot 10^{17} \text{ г/см}^2$. При этом необлученная пленка характеризуется $\alpha=1,4-1,5$, а для больших доз $\alpha=1,15-1,2$. Важным следствием является двухстадийность α -радиационной кинетики. До некоторой дозы на первом этапе исходная фрактальность понижается довольно существенно, почти до топологической размерности, составляющей границы сеток. На втором этапе начинается повышение размерности среды. Критический индекс для нашего дальнего действия распределения обладает значением $\tau=\alpha-1$ в пределах от 0,4-0,5 до 0,15-0,2 на крайних значениях дозы облучения. Такие значения вейбулловского фактора распределения из-за дальнего действия в корне меняют третий этап типичной кривой кинетики разрушения любой системы. Исчезает лавинообразное разрушение, которое как раз осуществляется по сценарию узкого места, при условии ближнедействующих корреляций.

Литература

1. В.В. Юдин Стохастическая магнитная структура пленок с микропоровой структурой. М.: Наука. 1987. 236с.
2. Юдин В.В. Структурные неоднородности аморфных планарных сред типа переходной металл-металлоид, редкая земля-переходной метал./Дисс. на соиск. уч. ст. доктора физ. - мат.наук по спец. 01.04.07. – фтт. ИФ СО АН СССР г.Красноярск, 1987. 399 с.
3. Юдин В.В., Полянский Д.А. Поверхность. 2006. №11. С.21-27.

4. Юдин В.В., Писаренко Т.А., Любченко Е.А. и др. Кристаллография. 1999. Т.44, №3. С.413-421.
5. Юдин В.В., Карыгина Ю.А. Кристаллография. 2001. т.46, №6. С.1004-1008.
6. Юдин В.В., Писаренко Т.А., Любченко Е.А. и др. Кристаллография. 2002. т.47, №2. С.224-231.
7. Yudin V.V., Mikhalyuk A.N., Titov P.L. Physica A. Statistical Mechanics and its Applicational. 2010, Vol. 389, No. 19. p.4127-4139.
8. Юдин В.В., Щеголева С.А., Писаренко Т.А. Физика твердого тела. №11. 2001. С.1991-1998
9. Щеголева С.А., Писаренко Т.А., Юдин В.В. Поверхность. №12, 2001. С.15-24.
10. Юдин В.В., Любченко Е.А., Писаренко Т.А. Информодинамика сетевых структур. Вероятность. Древесные графы. Фракталы. Владивосток.: ДВГУ, 2003. – 244с.
11. Юдин В.В., Титов П.Л., Михалюк А.Н. Теоретическая и математическая физика, 2010, Т.164. С.88.
12. Юдин В.В., Титов П.Л., Михалюк А.Н. Известия РАН. Сер. Физ. 2009. Т. 73, №9. С. 1340-13

ВЫБОР МОДИФИКАТОРОВ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ НИКЕЛЬ-ФОСФОРНЫХ ПОКРЫТИЙ С АНТИФРИКЦИОННЫМИ СВОЙСТВАМИ

Щербаков И.Н., Иванов В.В.

*ФГУП ОКБ «ОРИОН», Южно-Российский государственный технический университет (НПИ)
Новочеркасск Ростовской обл., Просвещения, 132, spravka_n@mail.ru*

The modifier choice for chemical precipitation of metall coatings is considered.

Химическое модифицирование состава композиционных покрытий (КП) и поверхности трения – один из перспективных способов защиты изделий от коррозионно-механического изнашивания. Известно, что при получении КП на основе никель-фосфорных покрытий используют различные модифицирующие добавки, приводящие к образованию покрытий систем Ni – модификатор – P. Роль модификатора обычно выполняют ультрадисперсные твердофазные материалы различной природы, которые должны обеспечить присутствие в КП фаз, обладающих антифрикционными свойствами и существенно улучшающих трибологические характеристики поверхности. Общие требования, которые предъявляются к модифицирующим добавкам (модификаторам) в электролит для нанесения покрытия, могут быть сформулированы следующим образом. Они должны обеспечить во-первых - необходимый характер фазово-разупорядоченного состояния КП, во-вторых - одновременное существование в объеме модифицированного слоя твердых износостойких фаз и фаз, обладающих смазочными свойствами, в третьих – образование защитного модифицированного слоя на поверхности изделия с повышенной к ней адгезией.

В результате возможных химических и физико-химических процессов в КП при его формировании и при трибоконтакте поверхности покрытия с сопряженной поверхностью узла трения необходимо, чтобы

1) имелись в наличии определенные фазы, характеризующие твердую и смазочную компоненты КП, и фазы, обеспечивающие адгезию покрытия к металлической основе – материалу защищаемого изделия,

2) получено определенное распределение этих фаз в объеме КП: равномерное - по поверхности, с положительным градиентом твердости – по толщине, обуславливающее синергизм трибологических свойств компонент КП [1].

В этом случае введение модификаторов, удовлетворяющих данным условиям, должно привести к улучшению свойств поверхности КП по сравнению со свойствами никель-фосфорного покрытия (без модификатора) и обеспечить коррозионную и механическую защиту изделия в узлах трения.

Работа выполнялась в рамках гранта Президента РФ № МК-1859.2010.8 для государственной поддержки молодых ученых.

Литература

1. Иванов В.В., Щербаков И.Н. Моделирование композиционных никель-фосфорных покрытий с антифрикционными свойствами. Ростов н/Д: Изд-во журн. «Изв. вузов. Сев.-Кавк. регион», 2006. 112с.

***СЕКЦИЯ 8 - ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ
ПЕРСПЕКТИВНЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ И
ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ И
НАНОМАТЕРИАЛОВ (КОМПОЗИЦИОННЫХ
МАТЕРИАЛОВ, ВЫСОКОПРОЧНЫХ КЕРАМИК,
ГЕТЕРОСТРУКТУР, ФУЛЛЕРЕНОВ,
ПЕНОМАТЕРИАЛОВ И СОТОВЫХ СТРУКТУР)***

КОНСТРУКЦИОННАЯ КЕРАМИКА ИНСТРУМЕНТАЛЬНОГО НАЗНАЧЕНИЯ ИЗ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ КОМПОЗИТНЫХ ПОРОШКОВ СОСТАВА Al_2O_3 - ZrO_2

Антипов В.И.¹, Колмаков А.Г.¹, Галахов А.В.¹, Виноградов Л.В.¹, Клименко С.А.², Баранов Е.Е.¹, Лазарев Э.М.¹

¹ Россия, ИМЕТ РАН, E-mail: antipov@imet.ac,

² Украина, ИСМ им. В.Н. Бакуля НАН

STRUCTURAL CERAMICS PURPOSE TOOL FROM NANOSTRUCTURED COMPOSITE POWDER OF Al_2O_3 - ZrO_2

Kolmakov A.G., Galakhov A.V., Antipov V.I., Vinogradov L.V., Klimenko S.A., Baranov E.E., Lazarev E.M.

The results of studies on the creation of high-strength oxide ceramics from submicron spherical powders of Al_2O_3 -10% mol. ZrO_2 obtained by aerosol spray pyrolysis (spray powders). Spherical powder particles with a diameter 0.34 μm had nanofragmentary structure with an average cell size of 10.7 nm. The experimental samples, sintered at 1550°C had a uniform distribution of ZrO_2 -inclusions in fine-grained matrix of Al_2O_3 and weights about 99% of theoretical. For mechanical testing showed an average strength of the material – 586 MPa and fracture $K_{Ic}=3,16 MPa \cdot m^{1/2}$, which allows recommending it for use as high instrumental ceramics.

Представлены результаты исследований по созданию высокопрочной оксидной керамики из субмикронных сферических порошков состава Al_2O_3 -10%моль. ZrO_2 , полученных методом аэрозольного распылительного пиролиза (аэрозольные порошки). Сферические порошок диаметром 0,34 мкм. обладали нанофрагментарной структурой со средним размером ячейки - 10,7 нм. Экспериментальные образцы, спечённые при 1550°C имели однородное распределение ZrO_2 – включений в мелкозернистой матрице из Al_2O_3 и плотность материала порядка 99% от теоретической. При механических испытаниях материал показал среднюю прочность - 586МПа, и трещиностойкость: $K_{Ic}=3,16 MPa \cdot m^{1/2}$, что позволяет рекомендовать его к использованию в качестве высокоэффективной инструментальной керамики)

В качестве керамического материала инструментального назначения (режущие пластины) традиционно используется керамика на базе Al_2O_3 [1]. Этот материал, представляющий собой спечённый синтетический корунд, обладает высокой износостойкостью и красностойкостью. Но для достижения высоких прочностных характеристик путём формирования мелкозернистой структуры, при изготовлении пластин приходится прибегать к дорогостоящему и мало производительному способу – горячему прессованию в графитовых прессформах. Кроме того, невысокая трещиностойкость ($K_{Ic} \sim 0,5 MPa \cdot m^{1/2}$) является причиной появления в процессе эксплуатации сколов на режущей кромке резца. Поэтому, для повышения механических свойств, корундовую керамику стали делать композиционной, добавляя в неё в незначительном количестве тетрагональную двуокись циркония [2]. Располагаясь в Al_2O_3 матрице, включения из ZrO_2 препятствуют быстрому росту зерна в матрице и, кроме того, при нагружении материала начинает действовать известный механизм трансформационного упрочнения, обеспечивающий повышение трещиностойкости материала. Однако положительный эффект от композиционной структуры достижим только в случае однородного и равномерного распределения включений ZrO_2 в корундовой матрице. На практике это условие должно достигаться тщательным механическим смешением компонентов (порошков Al_2O_3 и ZrO_2) в помольном оборудовании, но в силу различных причин получение однородной смеси порошков с помощью известных способов не гарантировано. Более приемлемые результаты достигаются с помощью метода совместного соосаждения из растворов минеральных солей [3], но эта технология требует очень точного выбора параметров химического процесса, поскольку выделение гидроксидов алюминия и циркония из раствора солей происходит не одновременно. Положительные результаты были получены при применении модифицированного метода соосаждения, когда в осадитель подавали распыленный рабочий раствор [4]. Однако при данном способе поверхностный слой осадителя обедняется необходимыми для реакции компонентами.

Указанных недостатков лишен предлагаемый в докладе новый метод получения композиционных порошков – метод ультразвукового распылительного пиролиза [5], где при равновесных условиях в локальных аэрозольных каплях раствора в процессе пиролиза формируется однородная по объёму композиционная структура состава Al_2O_3 - ZrO_2 .

Указанный метод был применён для синтеза композиционных порошков состава $\text{Al}_2\text{O}_3+10\%\text{масс.}\text{ZrO}_2$ из 1М водного раствора солей кристаллогидрата азотнокислого алюминия и оксихлорида циркония квалификации чда. Синтезированные порошки состояли из неагломерированных частиц правильной сферической формы, со средним размером 0,34 мкм. Рентгенофазовый анализ показал, что полученном порошке фаза ZrO_2 полностью закристаллизована в тетрагональной модификации, в то время как Al_2O_3 содержится только в γ и частично в θ модификациях. Для получения α - Al_2O_3 фазы порошки были подвергнуты часовому обжигу в воздушной среде в интервале температур 1000 и 1200°C. Рентгеновский анализ показал, что субмикронные частицы порошка обладают нанофрагментарной поликристаллической структурой, в которой размер нанозёрен варьируется от 10,7 нм до 100 нм (~3%). Расчётное значение среднего размера внутричастичных зерен составило ~20 нм.

Из полученных порошков путём последующего спекания при температурах 1500, 1550 и 1600°C, были получены экспериментальные компактные образцы, в которых максимальная плотность материал - 99,2% достигалась после спекания при температуре 1550°C. Результаты исследования структуры образцов, полученные методом сканирующей электронной микроскопии (рис 1), показали однородное распределение включений $t\text{-ZrO}_2$ в мелкозернистой матрице из $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$. При этом, средний размер зерна $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ равен 0,52 мкм, а для включений $t\text{-ZrO}_2$ - 0,37 мкм.

Механические испытания образцов, изготовленных в виде балочек 4x4x60 мм, показали, что средняя прочность материала составляет 586 МПа, а трещиностойкость $K_{Ic}=3,16 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$. Достигнутые свойства керамического композита заметно превосходят свойства традиционно применяемой для режущего инструмента корундовой керамики марки «микролит» ($\sigma_{изг}=350 \text{ МПа}$, $K_{Ic}=0,5 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$). Учитывая это, разработанный материал можно рекомендовать к использованию для инструментальных приложений.

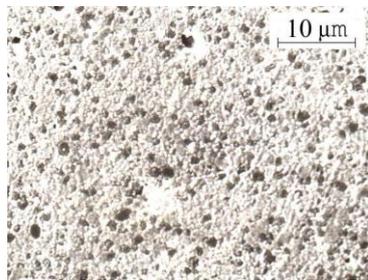


Рис.1. Структура образцов керамики $\text{Al}_2\text{O}_3+10\%\text{масс.}\text{ZrO}_2$ из композиционных порошков, спеченных при 1550°C.

Исследования проводились при поддержке РФФИ (09-03-01063-а, 10-08-90015-Бел_а, 11-08-90415-Укр-ф-а) и Программы Президиума РАН П-7

Литература:

1. Большой энциклопедический политехнический словарь. Изд-во: МультиТрейд, 2004.
2. J.Wang, R.Stevens. Review. Zirconia-toughened alumina (ZTA) ceramics // J.Mat.Sci., v.24, p.3421-3440, 1989.
3. И.Ю.Прохоров. Цирконий оксидные материалы из соосажденных порошков // Огнеупоры и техническая керамика, No.12, с.6-18, 1997.
4. Лукин Е.С. Современная высокоплотная керамика с регулируемой структурой. Часть IV. Технологические методы получения высокодисперсных порошков для многокомпонентной керамики // Огнеупоры и техническая керамика, No.9, с.2-10, 1996.
5. Виноградов Л.В., Антипов В.И., Галахов А.В., Лазарев Э.М. Микросферические наноструктурные порошки как альтернатива ультрадисперсным порошкам - Сб. научных трудов. под ред. академика К.А. Солнцева «Институту металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН - 70 лет», М.: Интерконтакт Наука, 2008, 736 С., С.506-511.

ВЛИЯНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ НА СКОРОСТИ РАСПРОСТРАНЕНИЯ ПРОДОЛЬНЫХ УПРУГИХ ВОЛН И ИХ АНИЗОТРОПИЮ В КВАРЦОСодержАЩИХ КОМПЗИТНЫХ ГЕОМАТЕРИАЛАХ

¹Бардушкин В.В., ²Никитин А.Н., ¹Яковлев В.Б.

¹Россия, Москва, Зеленоград, Национальный исследовательский университет Московский государственный институт электронной техники; e-mail: bardushkin@mail.ru;

²Россия, Дубна, Объединенный институт ядерных исследований

INFLUENCE OF THE MICROSTRUCTURE ON SPEED DISTRIBUTION OF LONGITUDINAL ELASTIC WAVES AND THEIR ANISOTROPY IN GEOLOGICAL QUARTZ COMPOSITES

¹Bardushkin V.V., ²Nikitin A.N., ¹Yakovlev V.B.

¹Russia, Moscow, Zelenograd, National Research University Moscow Institute of Electronic Technology ;²Russia, Dubna, Joint Institute for Nuclear Research

Numerical modeling of dependence of longitudinal elastic waves distribution and acoustical anisotropy of materials quartz matrix – glass type from concentration and the shape of inclusion has been spent. Computations are based on general singularity approximation of random fields. Influence of the form and concentration of glass crystalline inclusions in an isotropic quartz matrix on longitudinal elastic waves and acoustical anisotropy of the material is investigated.

Литосфера Земли характеризуются анизотропией скоростей распространения сейсмических волн. Понимание ее природы, выявление основных факторов и закономерностей дает возможность более полно и точно интерпретировать результаты глубинных геофизических наблюдений и исследований, получать новую информацию для решения других задач в науках о Земле [1-3]. Длительное время данные об анизотропии упругих свойств горных пород получали, благодаря применению лабораторных ультразвуковых методов и методов полевой сейсмологии. Однако для решения задач прогнозирования состояния и свойств глубинных зон литосферы Земли в последнее время все большее внимание уделяется теоретическому моделированию свойств геоматериалов [3-5].

Целью работы является моделирование скоростей продольных упругих волн и их анизотропии в неоднородных материалах типа «кварцевая матрица – стеклянные включения». При анализе этих характеристик использовалось обобщенное сингулярное приближение теории случайных полей [6]. Рассматривалась среда, состоящая из кристаллитов кварца изометричной формы с изотропной функцией распределения ориентаций (ФРО) их кристаллографических осей $f_2(\varphi_1, \Phi, \varphi_2) \equiv 1$ и включений стекла в форме эллипсоидов вращения с главными полуосями $l_1 = l_2 \neq l_3$ (полуось l_3 ориентировалась в направлении оси z лабораторной системы координат) и также изотропной ФРО $f_1(\varphi_1, \Phi, \varphi_2) \equiv 1$. Исследовано влияние концентрации и формы кристаллических включений стекла в изотропной кварцевой матрице на анизотропию скоростей продольных упругих волн в материале. Вычисление коэффициентов анизотропии скоростей упругих волн k проводилось по формуле $k = V_1/V_2$, где $V_1 = \sqrt{c_{11}^*/\langle \rho \rangle}$, $V_2 = \sqrt{c_{33}^*/\langle \rho \rangle}$ – скорости продольной волны (м/с) в направлении осей x и z соответственно; c_{11}^* , c_{33}^* – компоненты тензора эффективных модулей упругости композита (в матричной форме записи); $\langle \rho \rangle = v_1 \rho_1 + v_2 \rho_2$ (v_1 , v_2 – объемные концентрации, а $\rho_1 = 2200$ кг/м³, $\rho_2 = 2651$ кг/м³ – плотности стекла и кварца соответственно). Варьировались параметры v_1 и $a = l_3/l_1$. При расчетах были взяты следующие значения отличных от нуля компонент тензора модулей упругости минералов $c = \|c_{ij}\|$, ГПа ($i, j = 1, 2, \dots, 6$): $c_{11} = c_{22} = c_{33} = 6,2$, $c_{44} = c_{55} = c_{66} = 2,1$, $c_{12} = c_{13} = c_{23} = 2,0$ (для стекла); $c_{11} = c_{22} = 86,74$, $c_{33} = 107,20$, $c_{44} = c_{55} = 57,94$,

$c_{66} = 39,88$, $c_{12} = c_{21} = 6,99$, $c_{14} = c_{41} = -c_{24} = -c_{42} = -c_{56} = -c_{65} = 17,91$, $c_{13} = c_{23} = c_{31} = c_{32} = 11,91$ (для кварца).

На рис. 1а и 2а представлены результаты модельных расчетов скоростей продольных упругих волн V_1 , V_2 и коэффициента анизотропии k в материале от концентрации v_1 стекла для включений в форме дисков ($a < 1$) и вытянутых эллипсоидов ($a > 1$). Точка $v_1 = 0$ на этих рисунках соответствует поликристаллу, в котором отсутствуют стеклянные включения. В этой точке значения скоростей V_1 и V_2 равны, а параметр k равен единице, что определяет изотропию свойств «чистого» кварца с ФРО $f_2(\varphi_1, \Phi, \varphi_2) \equiv 1$. На рис. 1б и 2б приведены зависимости скоростей продольных упругих волн V_1 , V_2 и коэффициента анизотропии k от изменения формы стеклянных включений при фиксированных значениях их концентрации v_1 .

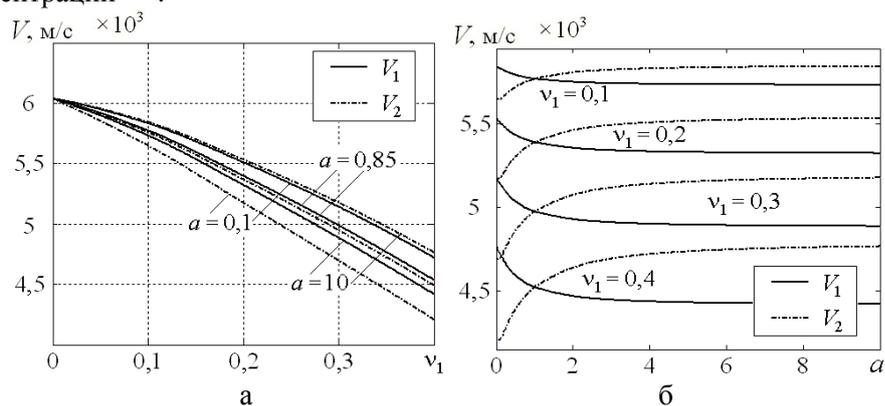


Рис. 1. Изменение величин скоростей продольных упругих волн в направлениях x и z от вариации концентрации (а) и формы (б) стеклянных включений в кварцосодержащих геоматериалах

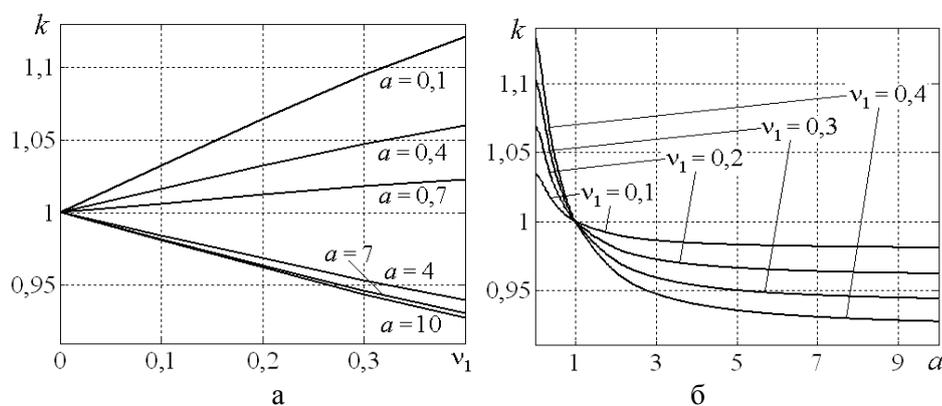


Рис. 2. Зависимость коэффициента анизотропии скоростей продольных упругих волн от вариации концентрации (а) и формы (б) стеклянных включений в кварцосодержащих геоматериалах

Исследования показали, что изменение формы стеклянных включений варьирует величины скоростей продольных упругих волн и значения коэффициента акустической анизотропии в материале меньше, чем изменение их концентрации. При этом включения в форме дисков изменяют исследуемые характеристики сильнее, чем иглообразные включения (по сравнению с шарообразной формой). Кроме того, при $a > 5$ происходит «стабилизация» величин скоростей продольных упругих волн и значений коэффициента акустической анизотропии.

Работа выполнена при поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России 2009-2013» и грантов РФФИ № 09-08-01232-а, № 10-08-01163-а.

Литература:

1. Александров К.С., Продайвода Г.Т. Анизотропия упругих свойств минералов и горных пород. – Новосибирск: изд-во СО РАН, 2000. 354 с.

2. Никитин А.Н., Иванкина Т.И., Буриличев Д.Е., Клима К., Локаичек Т., Прос З. Анизотропия и текстура оливиносодержащих мантийных пород при высоких давлениях // Известия РАН. Физика Земли. – М., 2001. – № 1. – С. 64-78.

3. Соболев Г.А., Никитин А.Н., Савелова Т.И., Яковлев В.Б. Теоретико-экспериментальный подход к исследованию микро- и макросвойств и состояния горных пород (возможное направление развития моделей очага землетрясений) // Известия РАН. Физика Земли. – М., 2001. – № 1. – С. 6-15.

4. Бардушкин В.В., Чекакина И.И., Яковлев В.Б. Эффективные характеристики и анизотропия упругих свойств кварцсодержащих композитов // Вестник МГАДА. – М., 2010. – № 5. – С. 77-83.

5. Nishizawa O., Yoshino T. Seismic velocity anisotropy in mica-rich rocks: an inclusion model // Geophys. J. Int. (2001) 145, 19-32.

6. Шермергор Т.Д. Теория упругости микронеоднородных сред. – М.: Наука, 1977. – 399 с.

ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ МНОГОСЛОЙНЫХ СТАЛЬНЫХ КОМПОЗИТОВ В УСЛОВИЯХ СТАТИЧЕСКОГО, ДИНАМИЧЕСКОГО И УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ

Батаев И.А., Батаев А.А., Мали В.И., Смирнов А.И., Гонтаренко А.С.

Россия, Новосибирский государственный технический университет, ivanbataev@ngs.ru

DEFORMATION AND FRACTURE OF MULTILAYER STEEL LAMINATES UNDER STATIC, DYNAMIC AND FATIGUE LOADING

Bataev I.A., Bataev A.A., Mali V.I., Smirnov A.I., Gontarenko A.S.

Abstract. Multilayered laminates produced by explosive welding of low carbon steel were studied. The laminates were subjected to static, dynamic and fatigue loading. It was shown that multilayer laminates have higher level of mechanical properties compared to bulk materials. One of the possible reasons of high mechanical properties of the laminates is structure of the welded interface.

Повышение комплекса механических свойств конструкционных материалов является одной из классических задач материаловедения. Тем не менее, актуальность этой задачи по-прежнему высока и исследования, направленные на создание высокопрочных материалов, по-прежнему являются весьма распространёнными. Традиционными способами повышения отдельных показателей механических свойств металлов и сплавов являются увеличение плотности дислокаций, измельчение размера зерна, распределение в объёме материала мелкодисперсных выделений упрочняющих фаз, твёрдорастворное упрочнение [1]. В то же время возможности существенного повышения комплекса механических свойств за счёт использования данных методов близки к исчерпанию. Это связано с тем, что при повышении одних показателей механических свойств неизбежно снижаются другие. Например, увеличение предела текучести обычно сопровождается снижением уровня трещиностойкости, ударной вязкости, усталостных свойств. Среди множества подходов, направленных на разрешение данного противоречия, одним из наиболее перспективных является создание различных композиционных материалов. В ряде работ в качестве эффективного метода получения качественных многослойных композиций предлагается использовать сварку взрывом. Несмотря на то, что технологические аспекты получения таких материалов описаны во многих работах [2,3], структура и особенности поведения многослойных материалов в процессе статических, динамических и усталостных нагрузок остаются малоизученными. Данная работа направлена на исследование структуры и механических свойств многослойных композиций, полученных по технологии сварки взрывом, и является продолжением работы опубликованной авторами в [4].

В качестве материала для исследований в работе использовали низкоуглеродистую сталь 20. Для получения многослойных композиций стальные пластины толщиной 1 мм и размерами 180x100 мм сваривали между собой. В работе получали композиции, состоящие из трёх, четырёх, пяти, тринадцати и двадцати одного слоя. Схема получения композиции, состоящей из 21 слоя представлена на рис. 1. В качестве взрывчатого вещества использовали аммонит 6ЖВ. После сварки материалы подвергались испытаниям на усталостную трещиностойкость. Структурные исследования

проводились с использованием методов оптической металлографии, растровой и просвечивающей электронной микроскопии.

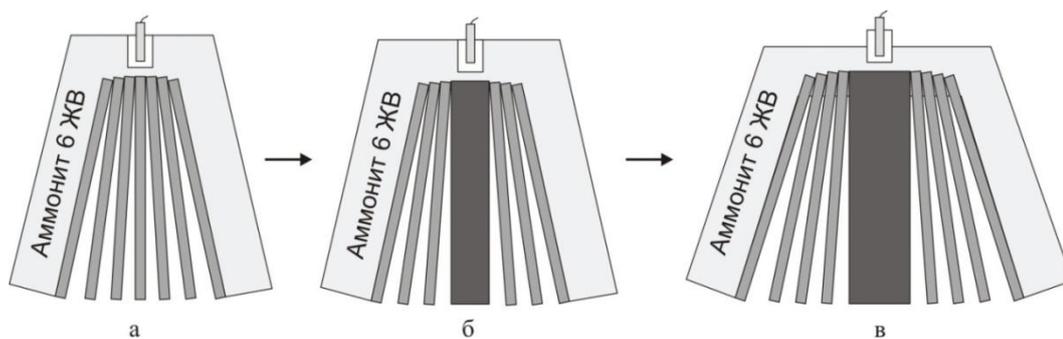


Рис. 1. Схема получения стальной композиции, состоящей из 21 слоя. Сварка осуществлялась за 3 этапа по симметричной схеме. Все сварочные работы проводились в Институте гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН.

Наиболее характерной особенностью соединений, полученных по технологии сварки взрывом, является волнообразная форма межслойных границ. Следует отметить, что параметры образующихся волн при многослойной сварке в значительной степени зависят от условий соударения (скорости точки контакта соединяемых пластин и угла соударения между ними). Как правило, амплитуда и длина волны уменьшаются с каждым последующим швом. Конкретные значения углов соударения и скоростей точки контакта, а также геометрических параметров образующихся швов, полученные в данном эксперименте, описаны в [4].

Анализ снимков, полученных методом оптической микроскопии, позволяет выявить в сварном соединении несколько различных по структуре и свойствам зон: зону практически не деформированного металла (1), темную зону металла, преимущественно деформированного по механизму двойникования (2), зону рекристаллизованного металла (3), прилегающего к границам сварных швов и вихревых зон (4).

Зоны (3) и (4), наиболее близко прилегающие к границе сварного шва и в наибольшей степени подвергнутые тепловому и деформационному воздействию, были исследованы методом ПЭМ. Зона 4 имеет структуру мелкодисперсного мартенсита. Микротвёрдость мартенситных участков достигает 5000 – 6000 МПа. В работе [4] отмечалось, что формирование вихревых микрообъемов, вероятно, происходит из расплавленного металла. Об этом свидетельствуют характерные дендритные участки, обнаруживаемые в изломах сварных швов. Мартенситные кристаллы образуются при высокоскоростном охлаждении аустенита. Просвечивающая микроскопия рекристаллизованного металла зоны (3) также приведена в работе [4]. Следует отметить, что средний размер рекристаллизованных ферритных зёрен составляет 300 нм.

Основной вывод, который можно сделать на основании структурных исследований заключается в том, что строение сварных швов является весьма неоднородным. В приграничной области присутствуют как зоны с благоприятной мелкокристаллической структурой феррита, так и высокопрочные мартенситные участки, склонные к хрупкому разрушению при распространении усталостных трещин.

Испытаниям на циклическую трещиностойкость подвергались образцы стали 20 в исходном (массивном) состоянии и многослойные материалы. Анализ кинетических диаграмм усталостного разрушения позволяет сделать вывод, что скорость роста усталостных трещин существенно неоднородна по сечению многослойных композиций. При пересечении трещиной межслойной границы возможно резкое отклонение направления её развития. При этом наиболее заметно это отклонение на рельефных сварных швах. Данный факт, вероятно, объясняется более высокой дефектностью рельефных сварных швов, в том числе образованием протяжённых мартенситных участков. Интересный факт заключается в том, что в некоторых случаях усталостная трещина, попадая на сварной шов, распространялась в направлении, противоположном первоначальному, то есть в течение локального периода времени скорость её роста была отрицательной. Распространение трещины в массивном стальном образце происходит с постоянной скоростью.

Заключение

В [4] ранее сообщалось, что ударная вязкость многослойных композиций, полученных по технологии сварки взрывом, может быть на 30 – 50 % выше по сравнению с массивным материалом. Это явление объяснялось положительным влиянием межслойных границ, способствующих увеличению энергии, затрачиваемой на разрушение. Одновременно с ростом ударной вязкости значительно возрастал и предел текучести композиций, что было связано, в первую очередь, с деформацией материала в холодном состоянии. Таким образом, за счёт положительного влияния межслойных границ, сдерживающих распространение трещин и увеличивающих энергию разрушения, а также за счёт пластической деформации, происходящей при сварке взрывом, возможно получение материала имеющего более высокие предел текучести, ударную вязкость и усталостную трещиностойкость одновременно.

Список литературы:

- [1] Л.И. Тушинский. Структурная теория конструктивной прочности.- Новосибирск.- НГТУ.- 2004.- 400 с.
- [2] P. Manikandan, K. Hokamoto, M. Fujita, K. Raghukandan, R. Tomoshige: Journal of materials processing technology Vol. 195 (2008), 232-240.
- [3] Н.Н. Yan, Y.D. Qu, and X.J. Li: Combustion, Explosion, and Shock Waves, Vol. 44 (2008) pp. 491–496.
- [4] I. Bataev, A. Bataev, V. Mali, M. Esikov, V. Bataev: Mater. Sci. Forum Vol. 673 (2011) pp. 95-100.

ФОРМИРОВАНИЕ НАНОКЛАСТЕРОВ В ДВУХСЛОЙНЫХ ПЛЕНОЧНЫХ СИСТЕМАХ Ag/Fe И Cu/Fe В ГРАДИЕНТНОМ ТЕМПЕРАТУРНОМ ПОЛЕ

Васильев Б.В.

Государственный педагогический университет им. В.П. Астафьев,

Research of influence of a gradient of temperatures on transformation of continuous double-layer system Cu/Fe (Ag/Fe) in nano-structured system of island-type is conducted. Depending on physico-technological conditions the sizes of nano-clusters have values from 1 to 100 nanometers. One of possible mechanisms of transformation is offered

В настоящей работе представлены результаты по формированию нанокластеров в двухслойных Ag/Fe и Cu/Fe пленочных системах в градиентном температурном поле. Показано, что термодиффузия является движущей силой превращения сплошных Ag/Fe и Cu/Fe пленок в пленки островкового типа.

В качестве исходных материалов использовались следующие металлические пары: Ag/Fe, Cu/Fe. Термическим испарением последовательно осаждались слой железа, а затем слой Ag или Cu. Толщина каждого слоя была в пределах 10-100 нм. В качестве подложек использовались слюда или кварцевое стекло толщиной 0,1-0,2 мм и линейными размерами 5-20 мм, а также сколы кристаллов MgO, NaCl, KCl, LiF/NaCl размером 1×2 см. Градиент температуры теплового поля вдоль подложки создавался проволочным нагревателем и тепловой медной маской с дискообразным отверстием. Нагреватель изготавливался из вольфрамовой проволоки диаметром 0,5-1 мм и позволял осуществлять нагрев двухслойного образца с различной скоростью, максимальное значение которой составляло величину порядка 20⁰ /с (тепловой взрыв). Относительно большая теплоемкость не нагреваемой маски и расположение нагревателя обеспечивали сток тепла от центра к периферии подложки и тем самым формировалось неоднородное тепловое поле (НТП) с градиентом температуры по координате (x).

Влияние НТП на превращение сплошная – островковая пленка изучалось на основе технологических, тепловых, электрических и структурных исследований.

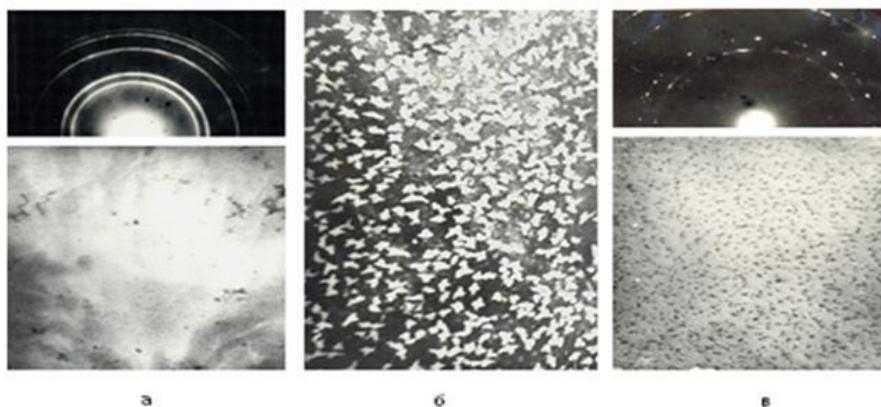


Рис. 1 Электроннограммы и соответствующие микрофотографии сплошной (а), пористой (б) и островковой (в) пленок Ag/Fe. Толщина слоистой системы в исходном состоянии соответствует 45нм. $T_{об} = 20^{\circ}\text{C}$ (а); 250°C (б); 400°C (в). (x20000).

Рисунок 1 демонстрирует влияние температуры подложки и температурного поля на особенности структурного превращения сплошная – островковая пленка. Размытость дифракционных колец и микрофотография (рис. 1а) свидетельствуют о высокой дисперсности (размер зерна $\sim 1\text{-}10\text{нм}$) поликристаллической пленки Ag/Fe в исходном состоянии. Ее электрическое сопротивление мало и в зависимости от толщины составляет значения от долей ома до нескольких ом. В результате нагрева в неоднородных условиях до 400°C сплошная пленка превращается в островковую пленку, отдельные элементы которой электроизолированы друг от друга (рис. 1в).

Неоднородное тепловое поле вызывает термодиффузионные стоки вещества по поверхности подложки за счет разной кинетической энергии атомов в областях пленки с не одинаковой температурой. Из центральных областей, где имеет место повышенная температура металл отводится на периферию, где температура имеет пониженные значения. В результате массопереноса вдоль поверхности подложки на первом этапе превращения сплошная – островковая пленка (нагрев до $180\text{-}200^{\circ}\text{C}$) в центральной области наблюдается утончение двухслойного образца.

Следует отметить, что подобное уменьшение толщины в центральных областях пленки наблюдается и в пленках монометаллов (Fe, Ag, Cu). Причем утончение характерно для температурного диапазона $20\text{-}400^{\circ}\text{C}$. При этом несколько видоизменяется морфология поверхности пленок, их структура становится более однородной и крупнозернистой.

В двухслойных пленках, в отличие от пленок монометаллов, наряду с диффузией в продольном направлении (в плоскости подложки) осуществляется диффузия в перпендикулярном направлении, т.е. происходит растворение и перемешивание металлов. В результате активируются разнообразные поверхности раздела, в частности, межзеренные границы. Этому также способствует большая степень разориентировки и малый размер кристаллитов. Следует также иметь в виду развитие вакансионных потоков, появление которых обусловлено различием парциальных коэффициентов диффузии у железа и серебра (меди). Высокая начальная концентрация вакансий обусловлена захватом и замуровыванием вакантных узлов решетки атомами металла, непрерывно поступающего потока атомов в процессе конденсации при комнатной температуре, когда адатомы и вакансии малоподвижны и слабо перемещаются по поверхности конденсата. При повышении температуры ($200\text{-}400^{\circ}\text{C}$) подвижность вакансий в 2-х слойной пленке возрастает. Активация поверхностей раздела и увеличение эффективной концентрации вакансий создают условия для возникновения пористости в пленке. Появление микропор эквивалентно появлению зародышей новой фазы. При этом свойства вещества в приграничных областях металл-пора резко отличаются, т. е. наблюдаются скачки модулей упругости, электропроводности, остаточных напряжений, оптических свойств и т.д. Различаются и тепловые свойства. В области поры возникает локальный перегрев по сравнению с областью заполненной металлом из-за его высоких теплопроводности и теплоотдачи. В целом с возникновением микропор при некоторой средней температуре в пленке самопроизвольно появляются перегретые места и области с пониженной температурой. В результате на внешнее тепловое поле с радиальным градиентом температуры накладывается тепловое поле, обусловленное неоднородным распределением металла по подложке. Возникновение такой неустойчивости обусловлено появлением локального градиентного поля (температуры, состава, толщины и т.д.), что

приводит к быстрому росту размера микропор, их коалесценции, образованию макропор и трещин (рис.1б). Пленка как бы стягивается в металлические островки (рис.1в). При этом видоизменяется направление стоков вещества. Если на начальной стадии, стадии утончения сплошной пленки массоперенос осуществлялся на большие расстояния (~ 1-2см) в радиальном направлении из центральных и наиболее нагретых областей пленки на периферию, то теперь в ходе развития пористости и формирования островковой пленки массоперенос осуществляется между островками на расстояние порядка толщины исходной пленки. При этом островки малого размера («горячие») поглощаются более крупными («холодными»). Как видно, в результате превращения сплошная – островковая пленка (рис.1в) металлические островки электроизолированы друг от друга и располагаются на расстоянии $l \geq D$ (D - поперечный размер островка). Для электронномикроскопических наблюдений островковые пленки перед снятием с подложки укреплялись тяжелыми металлами (Pd или Cr).

Таким образом, изучение двухслойных пленочных систем Ag/Fe и Cu/Fe в температурном градиентном поле показало, что при достаточно низких температурах (~ 350-400⁰C) за счет термодиффузии возможно превращение сплошная – островковая пленка и формирование плоского ансамбля металлических нанокластеров размером 1-100нм с различной поверхностной плотностью. Предложен один из возможных механизмов превращения сплошная – островковая пленка.

УПРОЧНЕНИЕ КРЕМНИЯ В УСЛОВИЯХ СОВМЕСТНОГО ДЕЙСТВИЯ ТЕПЛОВЫХ И ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПОЛЕЙ

Велиханов А.Р.

Институт физики ДагНЦ РАН, Махачкала, Россия, e-mail: art677@mail.ru

HARDNESS SILICON UNDER THE JOINT ACTION OF A HEAT AND AN ELECTRIC FIELD

Velikhanov A.R.

It is studied new joint macroplastic influence heat and electric fields on sample silicon single crystals unlike traditional influence by only heat field. In absence of the electric field in condition only heat field under same most temperature deformations, a decrease in the macroplasticity effects has been revealed. It is discovered also effect significant hardness under reinforcements single crystals silicon by oxide aluminum (Al_2O_3). A possible explanation of the observed effect is given.

Одной из перспективных и привлекательных идей для технологий структуроформирования является идея управления механическими свойствами твердых тел и их структурой с помощью электрического тока. Как показывает практика, электростимулирование является эффективным способом повышения неравновесности системы путем создания градиентов температур, напряжений и концентраций примеси [1]. Целью настоящей работы являлось исследование влияния действия теплового и электрического полей на пластичность и прочность монокристаллов кремния при сжатии с постоянной скоростью.

Объектами исследования были монокристаллы кремния p - типа проводимости исходно легированные галлием до концентрации дырок 10^{16} см^{-3} проводимости с удельным сопротивлением $\rho=17 \text{ }\Omega \cdot \text{cm}$. в виде параллелепипеда размером $10 \times 8 \times 5 \text{ мм}^3$. Одна грань была параллельна плоскости (110), а две другие отклонены на 100° от плоскостей (001) и (112). Плотность тока, проходящая по образцу в зависимости от температуры деформации менялась в пределах $0.6 \cdot 10^6 \div 1.0 \cdot 10^6 \text{ А/м}^2$. Падение напряжения на образце при этом составляло $1.0 \div 0.4 \text{ В}$. Мощность, выделяемая на образце, доходила до 100Вт. Установка позволяла проводить испытания монокристаллов сжатием в динамическом режиме нагружения. Датчиками служили для записи усилия – тензодинамометр, для перемещения – индуктивный преобразователь. Среднее значение температуры деформации определялось по показаниям термопар в верхних и нижних частях образца. Сжатие проводилось

вдоль (110) при сдвиговом напряжении $\sigma = 0 \div 30$ МПа, температурах $T = 700^{\circ}\text{C} \div 800^{\circ}\text{C}$, в течении $t=30$ мин, в вакууме 10^{-4} Па (рис.1).

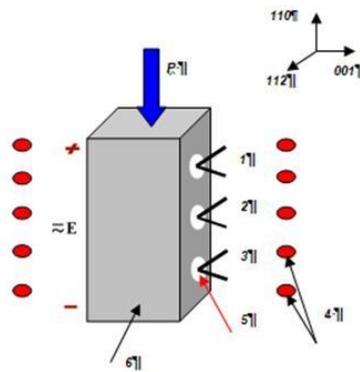


Рис.1. Схема эксперимента: 1 - термопара I, 2 - термопара II, 3 - термопара III, 4 – печь, 5 - Al_2O_3 , 6 – образец, P – нагрузка, E - электрическое поле

До нагружения на образец было обнаружено, что при совместном действии теплового и электрического полей при градуировке показаний термопар, когда среднее значение температуры деформации составляло $T = 750^{\circ}\text{C}$, а плотность тока $j = 0,8 \cdot 106 \text{ А/м}^2$ разность температур между термопарами в среднем и верхнем, а также в среднем и нижнем отверстиях образца составляла $\Delta T = 55^{\circ}\text{C}$ (рис.1). Эта разность в пересчете на градиент температур составляла 110°C/см . При дальнейшем увеличении плотности тока до $j = 106 \text{ А/м}^2$, когда температура деформации уже составляла $T = 800^{\circ}\text{C}$ разность уменьшилась до $\Delta T = 20^{\circ}\text{C}$. В переводе на градиент температур эта разность равна 40°C/см . Нетрудно заметить, что дальнейшее увеличение плотности тока приведет к дальнейшему уменьшению градиента температур. Отключение теплового поля при сохранении воздействия постоянного электрического тока на образец, как показали эксперименты, приводило к постепенному росту разности температур, напряжений, концентраций примеси.

В приведенной работе рассмотрены особенности изменения прочностных и пластических свойств монокристаллов кремния при его деформации как в условиях совместного действия теплового и постоянного электрического поля - комбинированная пластическая деформация (КПД), так и отдельно теплового поля - горячая пластическая деформация (ГПД). Для ГПД, в отличие от КПД характерно наличие значительной упругой области, которая наблюдалась и при более высоких температурах деформации. При равных параметрах воздействия - температуре деформирования $T=700^{\circ}\text{C}$ и сдвигового напряжения $\sigma=30$ МПа, образец при ГПД не деформируется в отличие от КПД. Лишь при $T=750^{\circ}\text{C}$ деформация образца ε при ГПД начинает незначительно проявляться. Так для КПД - $\varepsilon = 0,6\%$, а для ГПД - $\varepsilon = 0,12\%$, то есть разница составляет 5 раз.

Важной особенностью для образцов данной серии является армирование монокристаллов кремния окисью алюминия (Al_2O_3) которое влияет на деформационный процесс. Этот химический реактив смешивался с силикатным клеем, после чего полученная не очень густая консистенция вводилась в отверстия (места размещения термопар) вдоль линии скольжения (рис.1). Несмотря на увеличение температуры деформирования и величины сдвигового напряжения при совместном действии теплового и электрического полей образцы монокристаллов кремния после армирования не деформировались. На исследуемой поверхности такого образца после химического травления появлялась макротрещина (рис.2), очевидно вызванная возникающими в процессе испытаний, как термическими, так и механическими напряжениями вследствие прерываний связи между системами скольжения.

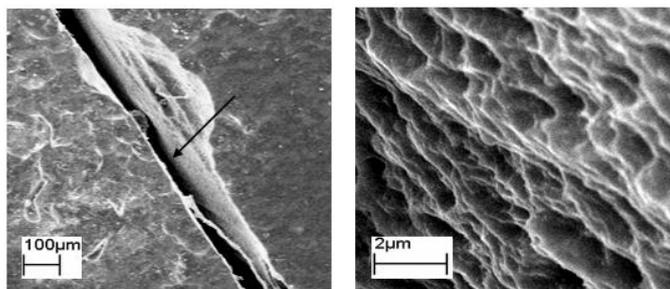


Рис.2. Область трещины на поверхности образца

Рис.3. Поверхность излома образца внутри вскрытой трещины (на рис.2 эта поверхность показана стрелкой)

Фактически такая «вскрытая» трещина позволила произвести исследование поверхности излома образца с помощью сканирующего электронного микроскопа SEM LEO 1450 (рис.3). Кристалл приближался к разрушению предположительно за счет зернограницной сегрегации Al_2O_3 . По всей вероятности светлые включения в отдельных местах на поверхности излома этой трещины указывают на наличие Al_2O_3 . Имеющиеся в кристалле зародышевые микротрещины накапливают (в процессе диссипации механической энергии нагружения кристалла) дефекты кристаллической структуры, формируя, таким образом, зернистую структуру поверхности излома трещины (рис.3). Локальные напряжения в зоне формирования трещины трансформируются (диссипируют) в поверхностную энергию трещины [2].

Список литературы:

[1] Громов В.Е., Зуев Л.Б., Базайкин В.И., Целлермаер В.Я., Закономерности электростимулированной пластической деформации металлов и сплавов на различных структурных уровнях. Известия Вузов. Физика. №3, 1996, с.66-96.

[2] Д.В. Куликов, Н.В. Мекалова, М.М. Закирничная, Физическая природа разрушений, УГНТУ, Уфа (1999).

ИЗУЧЕНИЕ ПРОЦЕССОВ КАТАЛИТИЧЕСКОГО СИНТЕЗА КУБИЧЕСКОГО НИТРИДА БОРА НА ОСНОВЕ КОМПЛЕКСНОЙ ТОПОЛОГИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ

Витязь П.А., Хейфец М.Л., Сениуть В.Т., Колмаков А.Г.

Беларусь, Президиум НАН Беларуси, e-mail: mlk-z@mail.ru

Беларусь, ОИМ НАН Беларуси, e-mail: vsenyut@tut.by Россия, ИМЕТ РАН

STUDYING OF PROCESSES OF CATALYTIC SYNTHESIS OF CUBIC BORON NITRIDE ON THE BASIS OF COMPLEX TOPOLOGICAL MODEL

Vitiaz P.A., Kheifetz M. L., Senyut V.T., Kolmakov A.G.

The complex topological model which unites various mechanisms of catalytic synthesis of cubic boron nitride in the presence of solvents of metals and their nitrides is offered. The topological model of the phase diagram of boron nitride was obtained on the basis of studying of number of degrees of freedom at the formation of the links of the system in the course of introduction of new components. The model allows to define the most preferable scenario of crystallization of cubic boron nitride at the minimum pressures and temperatures in metastable conditions. It is shown that increase of pressure and temperatures, growth of their gradients at the intensification of process of synthesis makes other scenarios more probable.

Современное представление о виде фазовой диаграммы нитрида бора основано на экспериментальных результатах Венторфа по исследованию каталитического превращения гексагонального нитрида бора (ГНБ) в кубический нитрид бора (КНБ) при давлениях свыше 4,0 ГПа и изучению процесса плавления ГНБ в диапазоне давлений 3,0-7,0 ГПа. На основании экспериментальных данных, а также оценок положения кривой плавления КНБ и тройной точки ГНБ-

КНБ- жидкость Банди построена фазовая диаграмма нитрида бора, которая в настоящее время является общепринятой [1].

В термодинамических расчетах кривой равновесия ГНБ - КНБ использовались значения энтальпии образования КНБ ΔH_0 (298,15 К), определенные из экспериментальной кривой равновесия при высоких давлениях и температурах [2]. Вследствие низкой точности измерения p, T - параметров в термобарическом эксперименте погрешность определения закладываемой в расчет энтальпии полиморфного превращения может быть достаточно большой, поэтому рассчитанное положение линии равновесия нитрида бора также не отличается высокой точностью.

При химическом взаимодействии в системе В-N при высоких давлениях в широком диапазоне p, T - параметров в имеет место метастабильная кристаллизация ГНБ, что свидетельствует об определяющей роли кинетических факторов в процессе образования нитрида бора. Существенное влияние на процесс полиморфного превращения КНБ-ГНБ могут оказывать следовые количества кислорода (свободного и/или связанного), приводящие к снижению температуры начала превращения ГНБ вследствие метастабильной кристаллизации ГНБ в системе В-N-O. Все это заставляет критически отнестись к попыткам построения кривой равновесия ГНБ - КНБ, исходя из экспериментальных данных о превращении КНБ - ГНБ. С другой стороны, методом фторной калориметрии была изучена термохимия взаимодействия КНБ с элементарным фтором и определена стандартная энтальпия образования КНБ. С использованием этой величины рассчитана температурная зависимость изменения величины Гиббса при полиморфном превращении графитоподобной модификации нитрида бора в кубическую и показано, что при атмосферном давлении термодинамически стабильной модификацией ВN в диапазоне температур 0-1570 К является КНБ, а не ГНБ, как считалось ранее [3]. Альтернативная равновесная фазовая p, T - диаграмма состояния нитрида бора, полученная Соложенко, свидетельствует о возможности синтеза КНБ при давлениях и температурах ниже линии равновесия гексагональной и кубической фаз на p, T - диаграмме Корригана – Банди [4].

На практике в большинстве случаев синтез КНБ с участием катализаторов осуществляют при давлениях и температурах, значительно превышающих положение линии равновесия на традиционной фазовой диаграмме. Данное несоответствие может быть объяснено значительной величиной межфазной энергии на поверхности раздела КНБ - расплав, более высокой, чем при синтезе алмаза, энергией образования зародышей КНБ критического размера, высокой энергией активации роста, более низким коэффициентом диффузии нитрида бора в расплавах на основе систем, традиционно используемых для синтеза КНБ. Все это обуславливает относительно низкую частоту зародышеобразования КНБ и делает невозможным кристаллизацию КНБ ниже пороговой температуры даже при появлении в системе жидкой фазы.

Процесс синтеза КНБ основывается на последовательном или одновременном фазовом превращении и пластическом деформировании контейнера зоны высокого давления и фазового превращения начальной фазы материала в условиях высоких давлений и температур. Различные факторы, такие как температура, высокое давление, скорость деформирования, наличие примесей, большие пластические деформации оказывают существенное влияние на протекание фазовых превращений и формирование требуемой микроструктуры материала с заданными физико-механическими свойствами. Одно из важных условий твердофазных превращений в КНБ является снижением энергии активации фазового превращения. В высокодефектных структурах активационный барьер превращения снижается вследствие высокой энергии упругого искажения кристаллической решетки вблизи дефектов. Следовательно, при относительно низких температурах следует ожидать образования зародышей сверхтвердых фаз [5].

Диаграмма состояния нитрида бора в зависимости от давления и температуры (рис. 1) показывает, что за жидкой фазой имеется ряд областей. В зоне γ графитоподобный нитрид бора стабилен, а нитрид бора с кристаллической структурой вюртцитного и сфалеритного типа в зонах ν и δ метастабилен. В зоне δ нитрид бора сфалеритный (кубический) стабилен, а нитрид бора графитоподобный метастабилен [6].

Механизмы образования кубического нитрида бора более сложны, чем механизмы образования алмаза. Венторфом предложена модель образования КНБ [7], согласно которой металл реагирует с нитридом бора, вследствие чего образуется соединение типа MeN и в расплаве нитрида металла плавится ВN, а при соответствующих термодинамических условиях в расплаве происходит кристаллизация кубического нитрида бора. Механизм фазового превращения, в котором нитрид бора

гексагональной модификации адсорбируется расплавленным металлом, а затем десорбируется из него при определенных p , T -условиях в виде кубического нитрида бора, описан в [6, 7]. В [8,9] предложен механизм каталитического превращения гексагонального нитрида бора в кубический

В настоящее время отсутствует общепринятая модель фазового превращения (в присутствии металлов и их нитридов) гексагонального нитрида бора в кубический. Вместе с тем экспериментальные данные показывают, что наиболее часто проявляется механизм, предложенный Р.Х. Венторфом [1].

Рост кристаллов кубического нитрида бора вследствие значительных пересыщений на начальном этапе и высоких скоростей роста идет в стесненных условиях, что и определяет особенности их морфологии. В зависимости от условий роста, состава и свойств среды кристаллизации, выращенный кубический нитрид бора представляет собой агрегаты, друзы нарастания, перекристаллизации, сростки или монокристаллы различной степени кристаллического совершенства [9].

Топологическая модель (рис.1, б) диаграммы состояния нитрида бора (рис.1, а) строилась на основе изучения числа степеней свободы при формировании связей системы в процессе введения новых компонентов [10]. Анализ формирования связей системы, охватывающих метастабильные состояния (рис.1, а) и описывающих различные механизмы фазовых превращений нитрида бора (рис.1, б), показывает: только рассматривая новые узлы (не заштрихованные точки) с позиций образования новых химических соединений, с учетом линий, выделяющих их растворы (пунктирные линии, рис.1, б), обеспечивается устойчивость метастабильных состояний неравновесной системы.

Таким образом, комплексная топологическая модель объединяет различные механизмы каталитического синтеза кубического нитрида бора в присутствии растворителей металлов и их нитридов. Модель позволяет определить наиболее предпочтительный сценарий кристаллизации кубического нитрида бора при наименьших давлениях и температурах в метастабильных условиях. Однако повышение давлений и температур, рост их градиентов при интенсификации процесса синтеза делают другие сценарии более вероятными.

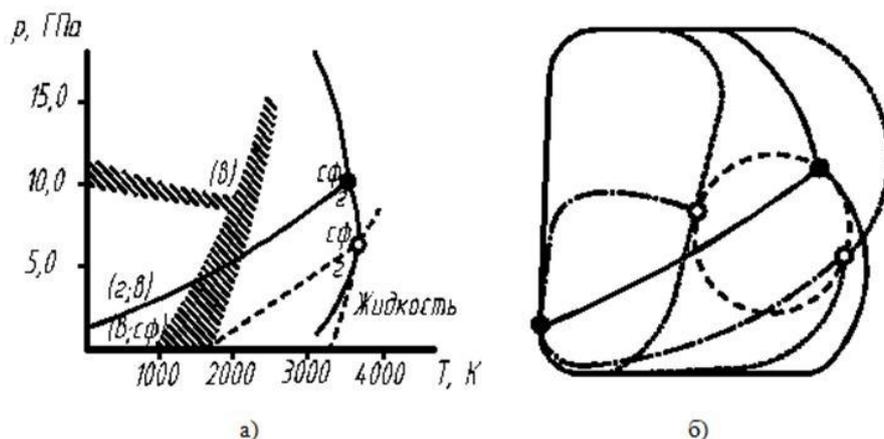


Рис. 1. Фазовая диаграмма состояния нитрида бора: (а): по данным Ф.Р. Корригана и Ф.П. Банди (сплошные линии и заштрихованные области), по данным В.Л. Соложенко (штриховые линии) и соответствующая физико-химической системе топологическая модель (б): в – вюрцитный BN; г – графитоподобный BN; сф – сфалеритный BN (в скобках указано метастабильное состояние фаз)

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 10-08-90015-Бел_a - БРФФИ № Т10Р-067.

Литература:

1. Bundy F. P., Wentorf R. H. Direct transformation of hexagonal boron nitride in denser forms //J. Chem. Phys. - 1963.- Vol.38.- № 5.-P. 1144--1149.
2. Сирота Н. Н., Кофман Н. А. Полиморфное $\alpha \rightarrow \beta$ превращение нитрида бора //Докл. АН СССР.- 1979.- Т.249.-№6.- С.1346- 1348.
3. Соложенко В. Л., Леонидов В. Я. Еще раз о термодинамике превращения графитоподобной модификации нитрида бора в кубическую.// Сверхтвердые материалы. - 1993. - №2.- С. 62-63.

4. Соложенко В. Л. О фазовой диаграмме нитрида бора.// Докл. АН СССР.-1988.- Т.301.-№ 1.- С. 147-149.
5. Витязь П.А., Грицук В.Д., Сеньют В.Т. Синтез и применение сверхтвердых материалов.- Минск, Белорусская наука.- 2005. – 359 с.
6. Курдюмов А. В., Пилянкевич А. Н. Фазовые превращения в углероде и нитриде бора. – Киев: Наук. думка.-- 1979. – 188 С.
7. Wentorf R.H., Jr. Synthesis of the cubic form of boron nitride // J. Chem. Phys. – 1961.-Vol. 34.- №3. - P. 809 - 812
8. Синтез алмазов / Н. В. Новиков, Д. В. Федосеев, А. А. Шульженко, Г. П. Богатырева. Под ред. Н. В. Новикова. - Киев: Наук. думка.- 1987.— 158 С.
9. Синтетические сверхтвердые материалы: В 3-х т. Т. 1. Синтез сверхтвердых материалов. /Редкол.: Новиков Н.В. (отв. ред.) и др. - Киев: Наукова думка.-1986.-175 с.
10. Физико-химический анализ процессов синтеза и применения сверхтвердых материалов на основе термодинамики неравновесных систем/ Н.В. Новиков, С.А. Клименко, И.А. Петруша, П.А.Витязь, М.Л.Хейфец, В.Т. Сеньют //Вестник Полоцкого государственного университета. Серия С, Фундаментальные науки.- 2007.- № 3.- С.2-13.

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОГО СТАТИЧЕСКОГО ДАВЛЕНИЯ И ТЕМПЕРАТУРНОЙ ОБРАБОТКИ НА СУБМИКРО- И МИКРОСТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В ШУНГИТОВОМ УГЛЕРОДЕ

Витязь П.А., Хейфец М.Л., Сеньют В.Т., Энхтур Л.

Беларусь, Президиум НАН Беларуси, e-mail: mlk-z@mail.ru Беларусь,

ОИМ НАН Беларуси, e-mail vsenyut@tut.by

Монголия, Монгольский национальный университет, e-mail: enkhtorum@yahoo.com

EFFECT OF HIGH STATIC PRESSURE AND TEMPERATURE ON SUB MICRO - AND MICROSTRUCTURAL CHANGES IN SCHUNGITE CARBON

Vitiaz P.A., Kheifetz M. L., Senyut V.T., Enkhtor L.

The influence of high pressure treatment and high temperature annealing upon sub micro - and microstructural changes of schungite carbon are presented. It is shown, that at high-temperature annealing in oxidizing atmosphere and following high pressure treatment the transformation of the initial globules of schungite carbon into the polyhedral crystallites is observed. The increase in the sizes of nanocrystallites of schungite carbon and partial destruction of schungite globules and their graphitization is thus occurred.

Традиционные методы улучшения физико-механических свойств машиностроительных материалов в значительной мере достигли своего предела. Резерв повышения характеристик материалов состоит в целенаправленном формировании в них наноструктуры, например путем введения в матрицу наноразмерных модифицирующих добавок. Широкое применение для этих целей получили углеродные наноматериалы (углеродные нанотрубки, фуллерены, ультрадисперсные алмазы детонационного синтеза (наноалмазы)) [1].

Шунгитовый углерод, структуру которого составляют глобулярные или эллипсоидные многослойные частицы размерами 6-10 нм, имеющие внутреннюю полость, также может быть отнесен к данному классу углеродных наноматериалов с ресурсом порядка $25 \cdot 10^{10}$ тонн [2]. Шунгитовые порошки используются в качестве модифицирующей технологически активной добавки при производстве композиционных материалов и способствуют улучшению технических и эксплуатационных характеристик изделий на их основе [3]. Свойства наноматериалов в значительной степени зависят от их микро- и наноструктуры, поэтому представляет значительный научный и практический интерес изучение изменений, происходящих на разных структурных уровнях в шунгитовом углероде в результате его термообработки в условиях высоких статических давлений и температур.

Микроскопические исследования позволили установить специфичность структуры шунгитного углерода, которая состоит в том, что вследствие высокоразвитой межфазной границы между основными компонентами шунгитовой породы углеродом и кремнеземом, эти фазы образуют взаимопроникающие сетки. Поэтому в каждой частице порошка шунгитовой породы присутствуют углеродная и минеральная составляющие (рис. 1).

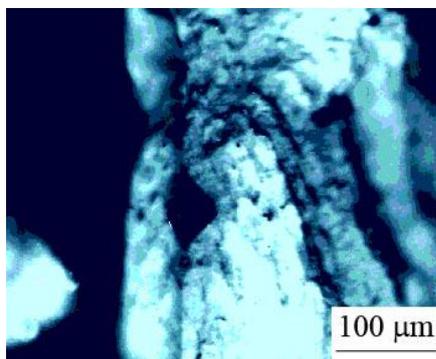


Рис.1. Микроструктура шунгитового углерода

По данным электронно-микроскопических исследований, основным элементом строения шунгитового вещества является глобула, представляющая собой углеродную частицу, по форме близкую к шаровидной, с размерами приблизительно 10 нм [4]. В свою очередь, глобулы объединяются в сфероподобные образования с размерами около 100 нм (рис.1, а), на основе которых формируются полиэдрические агрегаты размерами 0,5 – 1 мкм (рис.1,б).

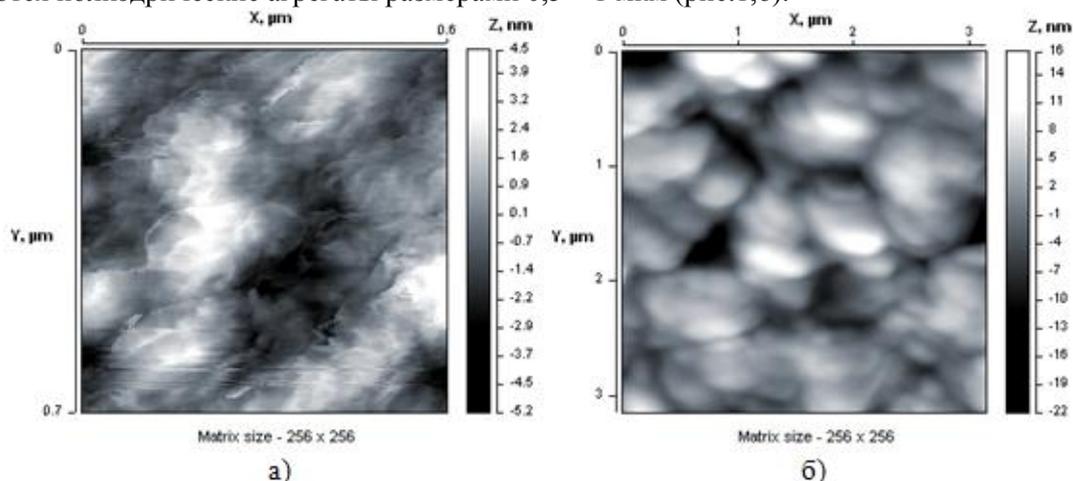


Рис. 1. АСМ- изображения структуры излома исходного образцов шунгита с содержанием углерода 96- 98 %; размер поля сканирования: мкм; размер поля сканирования: 0,6 мкм (а); 3 мкм (б).

Между глобулами находится углерод, обеспечивающий их связи. Структура глобул подобна «луковичной» форме углерода, образующейся при температуре свыше 1000°C при отжиге нанодiamondов детонационного синтеза в вакууме. Следует отметить, что указанная «луковичная» форма углерода устойчива к графитизации - при высокотемпературном отжиге вплоть до 2800°C шунгитовый углерод практически не графитизируется [2]. В общем случае области когерентного рассеяния соответствуют областям однотипного расположения слоев глобулярных элементов, а слои со значительным искажением, обеспечивающие связь между глобулами, образуют случайную сетку [5].

Термообработка до температуры 1000°C при нормальном давлении в инертной атмосфере не приводит к изменению структурных параметров шунгитового углерода. Сравнительный анализ структуры исходного образца шунгита и образца после термобарической обработки в аппарате высокого давления типа «наковальня с лункой» [6] при давлении 1,5 ГПа, температуре 1200°C и изотермической выдержке 10 с показал, что на макроструктурном уровне видимых изменений в материале не произошло. При этом после термобарической обработки внутри исходных

полиэдрических агрегатов размером 1-2 мкм наблюдается формирование овализованных частиц на основе глобул размерами 100 - 200 нм. При исследовании влияния предварительной термообработки в восстановительной или окислительной атмосферах на структуру шунгита, установлено, что в ходе предварительного термического отжига может наблюдаться перестройка наноструктурных элементов. Это свидетельствует о метастабильности шунгитового углерода.

Микроструктура шунгита с содержанием углерода 96- 98 % после отжига в восстановительной атмосфере аммиака при температуре 1000°С в течение 1 ч и последующего термобарического отжига при давлении 1,5 ГПа и температуре 1200°С в течение 10 с приведено на рис. 2.

Рекристаллизация овализованных частиц происходит с образованием полиэдрических кристаллитов размерами 0,5-0,7 мкм. По мере роста структурных элементов (рис. 2) наблюдаются дальнейшие изменения в материале и образование достаточно крупных призматических частиц размером 6-10 мкм с гладкой поверхностью, обладающих четкой огранкой (рис.3). Рентгеноструктурный анализ образцов показал, что отжиг в восстановительной атмосфере аммиака не приводит к образованию графитоподобного углерода, поэтому рост частиц шунгитового углерода заторможен.

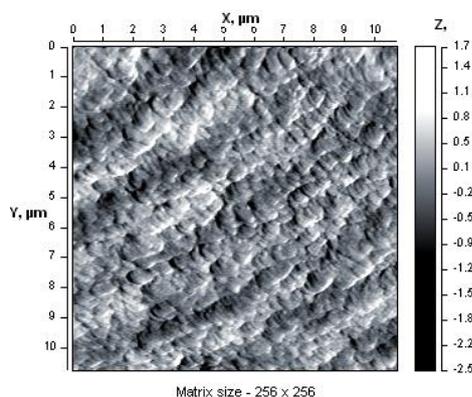


Рис.2. Микроструктура шунгитового углерода после предварительного отжига в восстановительной атмосфере и обработки давлением 1,5 ГПа при температуре 1200°С

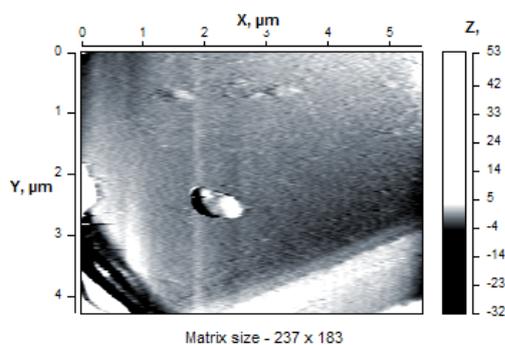


Рис.3. Микроструктура шунгита после отжига в атмосфере углекислого газа и последующей термобарической обработки при давлении 1,5 ГПа при температуре 1200°С; размер поля сканирования: 5 мкм

После предварительного отжига в окислительной атмосфере углекислого газа наблюдается появление рефлексов графита, причем с увеличением времени отжига интенсивность рефлексов увеличивается, что свидетельствует о разрушении углеродных глобул в шунгите, формировании графитоподобного углерода и его рекристаллизации при последующей термобарической обработке.

Литература:

1. Модифицирование материалов и покрытий наноразмерными алмазосодержащими добавками /Витязь П.А., Жорник В.И., Кукареко В.А., Комаров А.И., Сенють В.Т./под общ. ред. Витязя П.А.— Минск, Белорусская наука.- 2011. – 522 с.

2. Рожкова Н.Н., Емельянова Г.И., Горленко Л.Е., Лунин В.В. Шунгитовый углерод и его модифицирование// Ж. Рос. хим. об-ва им. Д.И.Менделеева.- 2004.- т. XLVIII.- №5.-С.107-115.
3. Шунгиты – новое углеродистое сырье/ Ред. В.А. Соколов, Ю.К. Калинин, Е.Ф.Дюккиев.- Петрозаводск: КНЦ РАН, 1984.- 239 с.
4. Юшкин Н.П. Глобулярная надмолекулярная структура шунгита: данные растровой туннельной микроскопии. // Докл АН СССР. – 1994.- т. 337. -№6. - С. 800 -803.
5. Ковалевский В.В. Структурное состояние шунгитового углерода. //Журн. неорг. химии.- 1994.- т.39.-№1.-С. 31-35.
6. Витязь П.А., Грицук В.Д., Сенють В.Т. Синтез и применение сверхтвердых материалов.- Минск, Белорусская наука.- 2005. – 359 с.

ВЛИЯНИЕ ВТОРИЧНЫХ УЛЬТРАДИСПЕРСНЫХ КАРБИДОВ И СТРУКТУРЫ МАТРИЦЫ НА СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ ИЗ ЭВТЕКТИЧЕСКОГО ХРОМОВАНАДИЕВОГО ЧУГУНА

Дампилон Б.В., Дураков В.Г.

Россия, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, dampilon@ispms.tsc.ru

INFLUNCE OF SECONDARY ULTRAFINE CARBIDES AND MATRIX STRUCTURE ON PROPERTIES OF EUTECTIC CHROME-VANADIUM IRON COATINGS

Dampilon B.V., Durakov V.G.

The investigation results of influence of high temperature annealing on structure and properties of eutectic chrome-vanadium iron coatings are presented in the given paper. The coatings were obtained by electron-beam surfacing in vacuum. High temperature annealing ($T=1100^{\circ}\text{C}$, $t=1$ h) leads to intensive precipitation of secondary ultrafine carbides M_7C_3 from metastable austenitic matrix of coatings. The matrix after annealing consists of α –phase (90%) and γ –phase (10%). Wear resistance and hardness of the investigated coatings significantly increased due to precipitation hardening and austenite-to-martensite transformation. Impact strength of the coatings after annealing is decreased.

Упрочнение поверхности деталей, работающих в условиях интенсивного износа, всегда являлось актуальным в машиностроении. Одним из эффективных методов упрочнения деталей является нанесение на их поверхность покрытий с высокими эксплуатационными свойствами.

Одним из перспективных наплавочных материалов для упрочнения рабочих деталей и инструмента, работающих в условиях абразивного износа, может быть белый эвтектический хромованадиевый чугун, который является естественным композиционным материалом, в структуре которого сочетаются относительно пластичная основа и твердый и прочный, пространственно разветвленный каркас эвтектических комплексных карбидов. Зачастую лишь белые износостойкие чугуны в состоянии обеспечить надежную эксплуатацию самой разнообразной техники, работающей в жестких условиях интенсивного абразивного износа.

Особенностями используемого в работе метода электронно-лучевой наплавки являются значительный перегрев ванны расплава в зоне действия электронного луча, способствующий повышению однородности расплава и высокая скорость охлаждения в результате интенсивного теплоотвода в объем упрочняемой детали, приводящая к образованию структурно неустойчивого состояния матрицы при использовании высокоуглеродистых наплавочных материалов. Следует ожидать, что при электронно-лучевой наплавке реализуется весьма благоприятное состояние для дальнейшей термообработки наплавленных покрытий из хромованадиевого чугуна. С её помощью можно управлять как структурой матрицы в результате $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения, так и карбидной подсистемой за счет выделения вторичных ультра- и наноразмерных карбидов из пересыщенной матрицы.

Таким образом, целью настоящей работы является исследование влияния вторичных ультрадисперсных частиц и структуры матрицы на свойства покрытий из эвтектического хромованадиевого чугуна, полученных электронно-лучевой наплавкой в вакууме.

Микроструктурные исследования наплавленных покрытий из эвтектического хромованадиевого чугуна с использованием данных рентгеноструктурного и микрорентгеноспектрального анализов, показали, что карбидная подсистема исследуемых покрытий представлена эвтектическими комплексными карбидами $(Cr,Fe,V)_7C_3$ и высокодисперсными карбидами ванадия V_2C , а матрица покрытий имеет полностью аустенитную структуру (рис. 1а, 2а).

Анализ металлографических исследований покрытий после высокотемпературного отжига показал, что в покрытиях, отожженных при температурах 800 и 900⁰С, видимых изменений в структуре не наблюдается. В отожженных свыше 1000⁰С покрытиях наблюдается наличие значительного количества ультрадисперсных вторичных карбидов, выделившихся из матрицы в пространстве между эвтектическими карбидами (рис.2б).

Эвтектические карбиды при такой термической обработке не претерпели изменений, общее количество карбидов после отжига свыше 1000⁰С несколько выше, чем после наплавки, вследствие выделения вторичных карбидов из пересыщенной аустенитной матрицы. Результаты стереометрического микроанализа покрытий показали, что объемная доля в покрытии вторичных карбидов составляет 10-12%. Размеры карбидов варьируются в широких пределах от 80 нм до 3 мкм, причем основной объем вторичных карбидов (70-72%) имеет размер до 400 нм. Объемная доля наноразмерных карбидов (до 100 нм) среди вторичных карбидов составляет порядка 9-10%. Согласно данным рентгеноструктурного анализа вторичные карбиды представлены соединением M_7C_3 , а основной объем матрицы представлен мартенситом (90%) и аустенитом (10%) (рис.1б). Выявленные в наплавленных покрытиях рентгеноструктурным анализом карбиды ванадия V_2C , образовавшиеся при кристаллизации расплава, не идентифицируются в покрытиях после высокотемпературного отжига. Это обстоятельство видимо, обусловлено растворением карбида ванадия в матрице покрытий при высоких температурах в процессе отжига.

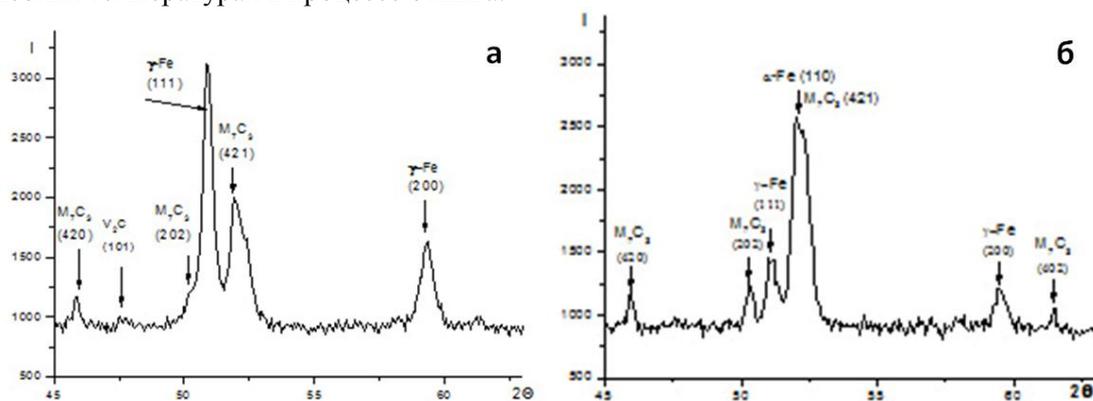
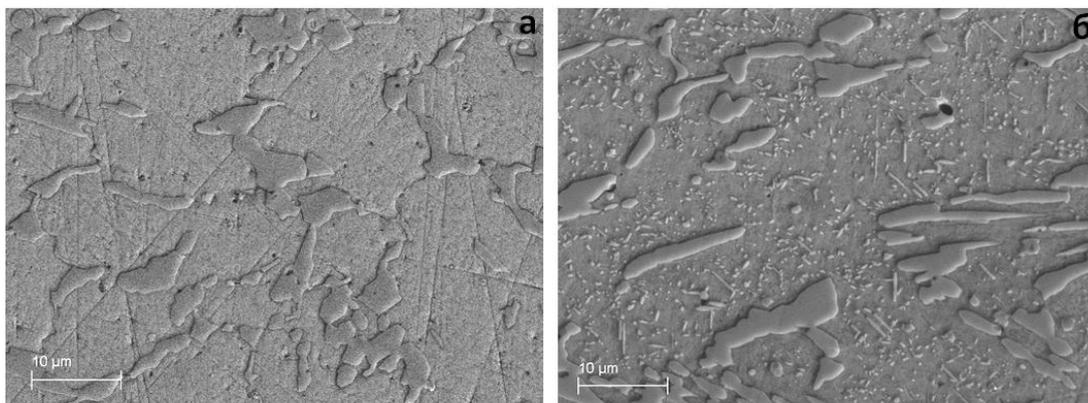


Рис.1. Фрагменты рентгенограмм покрытий из эвтектического хромованадиевого чугуна: а – без ТО; б – после отжига при $T=1100^{\circ}C$.



Микроструктура покрытий из эвтектического хромованадиевого чугуна (РЭМ, $\times 5000$): а – без ТО; б – после отжига при $1100^{\circ}C$.

Некоторое количество хрома, растворяясь в карбидах типа MC , ослабляет межатомные связи в кристаллической решетке карбида – растворителя и облегчает диссоциацию карбидов в γ - твердом

растворе. После охлаждения образцов карбид ванадия в покрытии не обнаруживается. По данным микрорентгеноспектрального анализа ванадий входит в состав сложного карбида с хромом типа M_7C_3 . Это также подтверждается изменением параметра решетки карбида хрома после отжига.

Проведенные испытания покрытий на абразивную износостойкость, ударную вязкость и измерения твердости показали, что отжиг при температуре $1100^{\circ}C$ приводит к значительному повышению коэффициента относительной абразивной износостойкости ($K_{и}$) с 10 до 22 (эталон - ст45, $K_{и}=1$), твердости с 53 до 57 единиц HRC и некоторому снижению ударной вязкости с 51 до 41 кДж/м².

Повышение твердости и износостойкости покрытий вызвано как упрочняющим действием выделившихся ультрадисперсных и наноразмерных карбидов, так и $\gamma \rightarrow \alpha$ превращением. Ультрадисперсные и наноразмерные карбиды в состоянии перераспределять напряжения, возникающие при воздействии абразивных частиц, передавая часть нагрузки в окружающую матрицу, тем самым повышая абразивную износостойкость покрытий. Матрица со структурой мартенсита более прочно удерживает карбиды в процессе абразивного изнашивания. Материал покрытий в результате дисперсионного твердения и $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в матрице становится более стойким к абразивному истиранию, но хуже противостоит ударным воздействиям.

ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИИ УДЛИНЕНИЯ КОНЕЧНЫХ ЗОН КРУПНОГАБАРИТНОГО БИМЕТАЛЛА В ПРОЦЕССЕ СВАРКИ ВЗРЫВОМ

Денисов И.В., Лось И.С*.,Первухина О.Л.

*Россия, ИСМАН, denisov_ig@bk.ru*Пензенский государственный университет*

STUDY OF DILITATIONAL STRAIN OF THE FINAL ZONES OF LARGE-DIMENSION BIMETAL IN THE EXPLOSIVE WELDING PROCESS.

Denisov I.V. Los' I.S., Pervukhina O.L.

The deformation of large-dimension clad metal in the explosive welding process is modeled by the program product LS-DYNA. It is experimentally established large-dimension clad metal dilational strain of the plated sheet is absent. Dilational strain of the plated sheet is concentrated in its final zone with an extent ~ of 20% of the sheet length. It is achieved in front of the contact point. Explosive welding in the finite segment is produced over the moving surface of the plated sheet.

Вопрос влияния масштабного фактора на деформацию при сварке взрывом листового проката промышленных размеров недостаточно изучен. Опыт производства показывает, что характерной особенностью деформации крупногабаритного биметалла произведенного таким методом является наличие значительных продольных остаточных деформаций. В результате изменяется толщина двухслойных листов в конечных зонах сварки, что выводит биметалл за пределы требований стандартов по толщине. Исследование механизма этих деформаций является актуальной задачей, имеющей прикладное значение.

Для изучения деформационного процесса и влияния на него технологических параметров сварки было выполнено компьютерное моделирование и результаты расчетов сравнивали с экспериментальными данными, полученными при промышленном производстве крупногабаритных листов биметалла.

Задачи компьютерного моделирования сформулированы следующим образом [1]:

1. Определение абсолютного удлинения плакирующего и плакируемого листов.
2. Выявление характера неоднородности деформации по длине листа.

Компьютерное моделирование было выполнено с помощью программы LS-DYNA, предназначенной для решения задач удара и взрыва. Было предложено 2 варианта моделирования: 1 вариант предусматривал упругопластическое поведение свариваемых элементов с учётом адиабатического роста температуры. Второй вариант использовал модель, не учитывающей

сопротивление сдвиговым деформациям плакирующего листа. Модели материалов приведены в таблице. Используемая в работе компьютерная модель включала 587500 элементов и 1181628 узлов. Максимальный размер элемента был равен 0,5 мм. Длина свариваемых пластин равнялась 6150 мм.

Материал	Модели материалов по первому варианту	Модели материалов по второму варианту
Плакирующий лист	– модель материала - #15 JONSON_COOK; – уравнение состояния - # 4 (Ми-Грюнайзена)	– модель NULL; – уравнение состояния - # 4 (Ми-Грюнайзена)
Плакируемый лист	– модель материала - #15 (Джонсона-Кука); – уравнение состояния - # 4 (Ми-Грюнайзена)	– модель материала - #15 (Джонсона-Кука); – уравнение состояния - # 4 (Ми-Грюнайзена)
Песчаное основание	– модель NULL; – уравнение состояния пористого материала - # 8.	– модель NULL; – уравнение состояния пористого материала - # 8
Зазор между плакирующим и плакируемым листом	– модель вакуума - #140	– модель вакуума - #140
Взрывчатое вещество	– модель HIGH_EXPLOSIVE_BURN; – уравнение состояния - # 2 (JWL)	– модель HIGH_EXPLOSIVE_BURN; – уравнение состояния - # 2 (JWL)

Результаты расчетов показали, что абсолютные величины удлинения плакирующего и плакируемого листов по первому варианту 71 мм и 61,3 мм, а по второму 0 и 35мм соответственно.

Экспериментальная оценка деформации плакирующего и плакируемого листов производилась путём совмещения их торцов и нанесения реперных меток вдоль боковой плоскости каждого из листов. Измерения показали, что после сварки взрывом длина основного листа увеличилась на 25 мм, а плакирующий слой не удлинился. Установлено, что использование для плакирующего листа модели, не учитывающей сопротивление сдвиговым деформациям плакирующего листа, в большей степени соответствует экспериментальным данным. Расхождение расчетных и экспериментальных данных по величине относительной деформации не превышает 20 %.

Выявлено, что удлинение плакируемого листа начинается с расстояния соответствующего 78–82% длины листа от начала сварки. При этом величина деформации возрастает по мере приближения к месту окончания сварки. В микроструктуре металла плакируемого листа появляется текстура по направлению деформации. В зонах, не имеющих пластической деформации структура металла идентична структуре листа до сварки взрывом.

Расстояние между метками на плакирующем слое не изменялось, деформации растяжения на плакирующем слое не выявлено.

Установленный факт, что плакирующий лист в процессе сварки взрывом не испытывает заметной продольной деформации, указывает на то, что сварка взрывом на конечном участке идёт по движущейся поверхности плакируемого листа.

Исследование влияния скорости детонации взрывчатого вещества D на продольную деформацию листов проводили на скорости точки контакта V_k равной 2100 м/с и 3200 м/с (рис.1). Было установлено, что величина удлинения листа при скорости точки контакта 3200 м/с в 2 раза превышает величину удлинения, чем при скорости точки контакта 2100 м/с, при этом область растяжения остаётся практически неизменной.

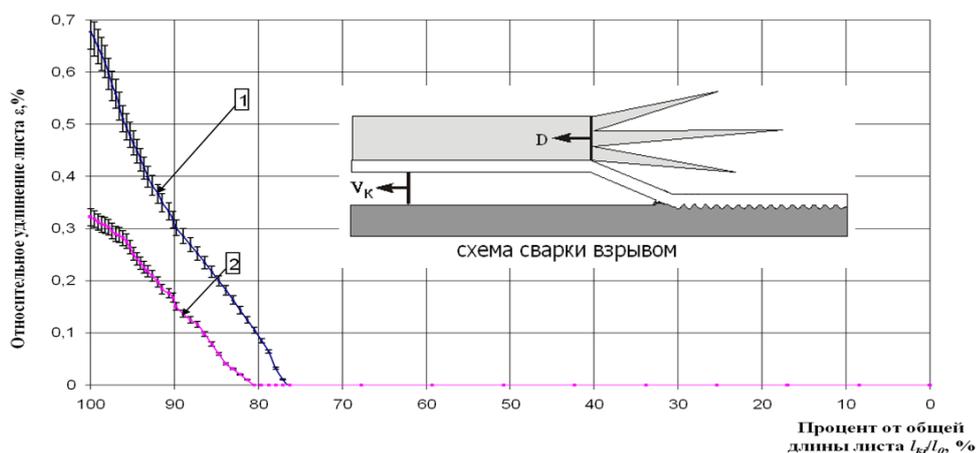


Рисунок 1 Относительные удлинения плакируемых листов в зависимости от скорости точки контакта $V_k=3200$ м/с (1), $V_k=2100$ м/с (2).

На основании полученных результатов исследований были разработаны рекомендации и усовершенствована промышленная технология производства многослойного металлического материала в ООО ИТЦ «Сварка» и ООО «Битруб Интернэшнл», что позволило обеспечить получение многослойного материала со стабильными свойствами в пределах требований стандартов и технических условий на биметалл по всей поверхности соединения, включая начальные и конечные зоны полученного материала. К настоящему времени по измененной технологии успешно произведено свыше 10000 м² биметаллических листов средним размером 8 м².

Литература:

1) А. Ю. Муйземнек, А. Е. Розен, И. В. Денисов [и др.] Компьютерное моделирование деформации составляющих слоев биметалла в процессе сварки взрывом с использованием программы *LS-DYNA* // Известия Волгоградского государственного технического университета. – Волгоград : ВолГТУ, 2010. – № 5 (65). – Вып. 4. – С. 66–74. – (Сварка взрывом и свойства сварных соединений).

УПРОЧНЕНИЕ МАТЕРИАЛОВ НАНОДИСПЕРСНЫМИ ВКЛЮЧЕНИЯМИ

Дерюгин Е.Е.

Россия, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН dee@ispms.tsc.ru

WORK HARDENING OF MATERIALS DUE TO OF NANODISPERSE INCLUSIONS

Deryugin Ye.Ye.

Russia, Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS dee@ispms.tsc.ru

The mechanisms of the effect of nano-sized inclusions, including nanopores, on the hardening solids are taken up. The stress field around inclusions and pores of different sizes, resulting in loading the material, are calculated by of the relaxation elements method taking into account the smooth variation of elastic moduli during the transition from the inclusion to the matrix. It is shown, that for a given gradient of the elastic moduli, the stress concentration in the vicinity of the inclusion decreases with the size of inclusion. In this regard, there is an effect of hardening of the material in the case of a rigid inclusion, as well as in the case, when the elastic modulus of the inclusion is lower elastic modulus of the matrix. Any nano-inclusion, including nanopores, are low stress concentrators and cause hardening of the material.

Рассмотрены механизмы влияния наноразмерных включений, в том числе и нанопор, на упрочнение твёрдых тел. Методом элементов релаксации рассчитаны поля напряжений около

включений и пор различного размера, возникающие при нагружении материала, с учётом плавного изменения модулей упругости при переходе от включения к матрице. Показано, что при заданном градиенте модулей упругости концентрация напряжений в окрестности включения уменьшается с уменьшением размера включения. В связи с этим возникает эффект упрочнения материала как в случае жёсткого включения, так и в случае, когда модуль упругости включения меньше модуля упругости матрицы. Любые нановключения, в том числе и нанопоры являются низкими концентраторами напряжений и вызывают упрочнение материала.

ИССЛЕДОВАНИЕ РЕОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СЛОИСТОГО УГЛЕПЛАСТИКА

Думанский А.М.¹, Таирова Л.П.², Алимов М.А.¹

¹Россия, Учреждение Российской академии наук Институт машиноведения им. А.А. Благонравова
РАН, alduman@rambler.ru,

²Россия, МГТУ им. Н.Э. Баумана, com-or@yandex.ru

RESEARCH OF RHEOLOGICAL PROPERTIES OF LAYERED CARBON FIBER REINFORCED PLASTICS

Dumansky A.M., Tairova L.P., Alimov M.A.

The analysis of rheological properties of angle ply carbon reinforced plastic was carried out. A servo-hydraulic testing machine Instron 8800 was used for the creep and relaxation test of $[\pm 40]_2s$ lay-up plane specimens.

Реологические свойства слоистых углепластиков в основном определяются свойствами полимерной матрицы, ее адгезией к волокну и проявляются при нагрузках, не совпадающих с направлениями армирования слоев. Анализ опытных данных на растяжение перекрестно армированных образцов из углепластика показывает, что их реологические и нелинейные свойства в значительной степени определяются сдвиговыми свойствами в плоскости слоя [1]. В данной работе проводится дальнейшее исследование реологических свойств перекрёстно армированного углепластика.

Испытания на ползучесть и релаксацию плоских образцов из углепластика КМУ-4Л с укладкой $[\pm 40]_2s$ были проведены на сервогидравлической установке Instron 8800. Во время испытаний проводилось измерение продольных и поперечных деформаций с помощью тензодатчиков типа 2ФКП-5 с базой 5 мм с интервалом около 5 минут, а продольных деформаций – еще и деформометром Instron с частотой измерения 2 раза в секунду. Результаты испытаний показали выраженные участки ползучести и релаксации углепластика. Активное нагружение на начальных участках нагружения ползучести и релаксации составляло примерно 5 секунд. Уровень напряжений при ползучести был на уровне предельного значения упругой деформации и составлял 65 МПа, начальный уровень деформации при испытании на релаксацию был равен 0,5%.

Экспериментально полученные диаграммы ползучести и релаксации углепластика с укладкой $[\pm 40]_2s$ приведены на рис. 1. На начальном этапе наблюдался участок локальных колебаний напряжений и деформаций, который спустя некоторое время затухал. Так при ползучести амплитуда колебаний деформации была не столь значительна и примерно после 10 минут испытания прекратилась. При релаксации напряжений процесс колебаний прекращался по истечении примерно одного часа. Вскоре после затухания осцилляций наблюдался незначительный по продолжительности и величине участок упрочнения.

Определяющие соотношения для укладки $[\pm 40]_2s$ наследственного типа были взяты на основании результатов квазистатических испытаний образцов с укладками $[0]_4$, $[\pm 20]_2s$, $[\pm 40]_2s$, $[\pm 50]_2s$, $[\pm 70]_2s$, $[90]_4$ по которым методом идентификации были определены упругие характеристики слоя. Реологические свойства слоя были определены по результатам испытаний на нагружение образцов с укладкой $[\pm 40]_2s$, $[\pm 50]_2s$ по деформации трапецеидальным циклом.

В зависимости от укладки и вида нагружения могут быть использованы различные подходы для построения определяющих соотношений, основанные на реологической модели сдвиговых свойств слоя. В [1] предложены методы построения матрицы компонент выражений длительных жесткости и податливости пакета, позволяющие описывать деформации и напряжения при различных режимах нагружения.

Анализ опытных данных на ползучесть показал возможность использования сингулярного ядра

Абеля $K(t) = \frac{k}{\Gamma(1+\alpha)} t^\alpha$, $-1 < \alpha < 0$ в определяющем соотношении наследственного типа. В этом случае кривые ползучести, за исключением начального участка нагружения, могут быть описаны следующим соотношением [2]

$$\varepsilon(t) = \varepsilon_0 \left(1 + \frac{k}{\Gamma(2+\alpha)} t^{1+\alpha} \right), \quad (1)$$

где ε_0 мгновенно-упругое значение деформации.

Определение параметров ядра ползучести было бы корректнее проводить, используя реальный режим нагружения образца. В этом случае определяющие соотношения удобно представлять с помощью материальных функций [3] и по ним проводить вычисление параметров. В частности, параметр сингулярности ядра характеризует характер изменения деформации и напряжений при малых временах нагружения, но мгновенное приложение нагрузки реализовать невозможно и, кроме того, при достаточно быстром ее приложении в тел проявляются динамические эффекты. В этом случае описание результатов проведенного эксперимента может быть выполнено с помощью

соотношения $\varepsilon(t) = \zeta(t) \dot{\sigma}$, где для ядра Абеля имеем: $\zeta(t) = E \left[t + \frac{k}{\Gamma(3+\alpha)} t^{2+\alpha} \right]$. Тогда изменение деформации может быть описано выражением следующего вида

$$\varepsilon(t) = \left[\zeta(t) - \zeta(t-t_1) H(t-t_1) \right] \dot{\sigma}, \quad (2)$$

$$\dot{\sigma} = \frac{\sigma_1}{t_1}$$

где скорость нагружения $\dot{\sigma}$ определяется временем достижения напряжения σ_1 за время t_1 , $H(\cdot)$ - функция Хэвисайда. Минимизируя невязку между расчетными и опытными данными, можно определить числовые значения параметров определяющих соотношений.

В данной работе построение расчетных кривых ползучести и релаксации проводили по значениям параметров ядра Абеля, определенным в [1] на основе скорректированных значений модуля упругости.

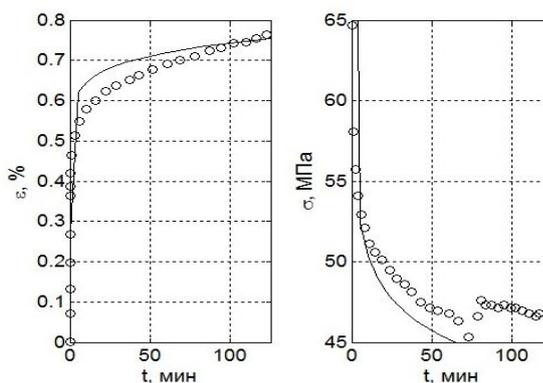


Рис. 1. Экспериментальные данные и расчетные кривые ползучести (при постоянном напряжении 65 МПа) и релаксации (при деформации 0,5%) углепластика $[\pm 40]_2s$.

На основании проведенных исследований можно заключить, что образцы углепластика с укладкой $[\pm 40]_2s$ проявляют выраженные реологические свойства, вызванные сдвиговыми напряжениями в плоскости слоев. Для использования теории слоистых пластин при описании реологических свойств слоистых разнонаправленных углепластиков необходимо корректное

определение упругих свойств однонаправленного слоя. Экспериментальные данные позволяют использовать наследственно-упругие определяющие соотношения с ядрами сингулярного типа для описания реологических свойств углепластика.

Список литературы:

1. Dumansky A.M., Tairova L.P. The prediction of viscoelastic properties of layered composites on example of cross ply carbon reinforced plastic // World Congress on Engineering 2007, V.II. - London, UK 2-4 July, 2007. – PP. 1346-1351.
2. Работнов Ю.Н. Элементы наследственной механики твердых тел. – М.: Наука, 1977. – 384 с.
3. Бугаков И.И. Ползучесть полимерных материалов. - М.: Наука, 1973. - 288 с.

КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ КОРУНДА И МУЛЛИТА, УПРОЧНЕННЫЕ ЧАСТИЦАМИ Ni, Co, Mo, NiAl, TiAl

**Евдокимов В.Ю.¹, Тюткова Ю.Б.¹, Гнидаш С.В.², Овсянников Н.А.¹, Лысенков А.С.¹,
Аладьев Н.А.¹, Чхетиани П.Д.³, Баринов С.М.¹**

¹ *Российская Федерация, Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН,*

² *Российская Федерация, ООО «Завод технической керамики»,*

³ *Российская Федерация, Учреждение Российской академии наук Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН*

CORUNDUM AND MULITE COMPOSITE MATERIALS REINFORCED BY PARTICULATES OF Ni, Co, Mo, NiAl, TiAl

**Evdokimov V.Yu., Tyutkova Yu.B., Lysenkov A.S., Gnidash S.V., Ovsyannikov N.A., Aladev N.A.,
Chkhetiani P.D., Barinov S.M.**

A technology study of Al₂O₃ and mulite-base composite materials reinforced by particulates of Ni, Co, Mo, NiAl and TiAl was performed. Powder mixtures of intermetallic particles with both ceramic matrix were prepared by mechanical mixing followed by pressing, sintering and hot pressing at either 1450 °C (TiAl) or 1570 °C (Ni, Co, Mo, NiAl). Bending strength changed in the range from 350 MPa (20 °C) to 690 MPa (800 °C) for Al₂O₃-20 vol.% TiAl composite. The room-temperature bending strength of Al₂O₃-2,2 vol.% Ni-matrix composites was in the range from 230 MPa (for 40 vol.% NiAl content) to 300 MPa (for 20 vol.% NiAl content). The strength rises to 260 MPa (40 vol.% NiAl) and to 340 MPa (20 vol.% NiAl), respectively, with an increase of nickel content up to 6,5 vol.%. Maximum values of the bending strength and stress intensity factor for the composite [Al₂O₃-6,5 vol.% Ni] – 40 vol.% NiAl at 500°C was 540 MPa and 7,4 MPa×m^{1/2}, respectively. Maximum values of KIC for those composites at 800°C was 5,72 MPa×m^{1/2}.

Керамические композиционные материалы, применяемые при повышенных температурах, должны обладать окислительной стойкостью и содержать фазы, имеющие высокую прочность при высоких температурах эксплуатации. Таким требованиям отвечают композиционные материалы (КМ) на основе корунда и муллита, содержащие металлическую составляющую. Механическая прочность таких материалов определяется, в основном, их структурой - размером кристаллов, пористостью керамической матрицы, фазовым составом - содержанием компонентов, повышающих прочность композита, а также наличием прочной связи между фазами.

В настоящей работе получены керамические композиционные материалы на основе корунда и муллита, содержащие упрочняющие металлические и интерметаллидные частицы Ni, Co, Mo, NiAl, TiAl и их композиции.

Дисперсные частицы вводили в состав матрицы двумя способами: в первом случае частицы TiAl и NiAl введены в матрицы муллита и оксида алюминия посредством механического смешения порошковой шихты; во втором – композиции на основе корунда Al₂O₃-Ni; Al₂O₃-Co; Al₂O₃-Mo и Al₂O₃-Ni-Mo получены термообработкой и восстановлением соединений алюмоаммиачных квасцов и парамолибдата аммония в среде водорода. Горячим прессованием получены материалы на основе

Al₂O₃ и муллита с дисперсными частицами TiAl – при температурах до 1450°C; с дисперсными частицами Ni и NiAl; Co и NiAl, а также Mo и NiAl – при температурах до 1570°C соответственно.

Для полученных КМ на основе муллита и корунда, упрочненных дисперсными частицами Ni, Co, Mo, NiAl, TiAl, характерна однородная микроструктура с равномерным распределением частиц (Рис. 1). Размер упрочняющих частиц составляет 0.3-1.5 мкм. Данные КМ характеризуются высоким уровнем механической прочности, определяемой структурой и фазовым составом.

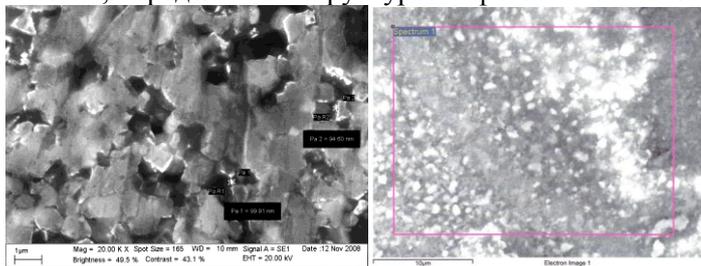


Рис.1. Микроструктура образцов: а) [Al₂O₃-6,5 об. % Ni]-40 об.% NiAl (2,15% Mo), полученного горячим прессованием (T=1570°C, P= 30 МПа); б) [муллит – 20 об.% TiAl], полученного горячим прессованием (T= 1450°C, P= 30 МПа).

Для образцов КМ на основе [Al₂O₃-2,2 об.% Ni]-NiAl(2.15 % Mo) прочность на изгиб при комнатной температуре составила 230 МПа при содержании 40 об.% NiAl и 300 МПа - при 20 об.% NiAl. Установлено, что с повышением содержания Ni в керамической матрице до 6,5 об.% прочность для данных материалов возрастает от 260 МПа - при 40 об.% NiAl до 340 МПа - при 20 об.% NiAl.

Материалы на основе Al₂O₃ с дисперсными частицами NiAl при 500°C имеют следующие максимальные значения предела прочности на изгиб: [Al₂O₃-20 об.% Mo]-20 об.% NiAl(2.15 % Mo) – 500 МПа; [Al₂O₃-20 об.% Co]-20 об.% NiAl (2,15% Mo) – 520 МПа; [Al₂O₃-6.5 об.% Ni]-20 об.% NiAl (2.15% Mo) – 560 МПа (Рис.2).

В табл. 1 приведены данные трещиностойкости для материала на основе [Al₂O₃-6,5 об.% Ni]-NiAl(2.15 % Mo). Значения трещиностойкости, полученные при 500°C, соответствуют хрупко-вязкому переходу алюминид никеля [1].

Таблица 1.

п/п	Материал	Трещиностойкость, МПа×м ^{1/2}	
		T _{исп} = 500°C	T _{исп} = 800°C
	[Al ₂ O ₃ -6.5 об.% Ni]- 20 об.% NiAl (2.15 % Mo)	4,7	3,8
	[Al ₂ O ₃ -6.5 об.% Ni]- 40 об.% NiAl (2.15 % Mo)	7,4	5,72

Для КМ на основе корунда с дисперсными частицами TiAl максимальная прочность на изгиб составила 350 МПа при 20°C и достигла 690 МПа при 800°C для материала Al₂O₃-20 об.% TiAl, что превышает прочность корундовой керамики в 1.5-2 раза при данной температуре. (Рис. 3).

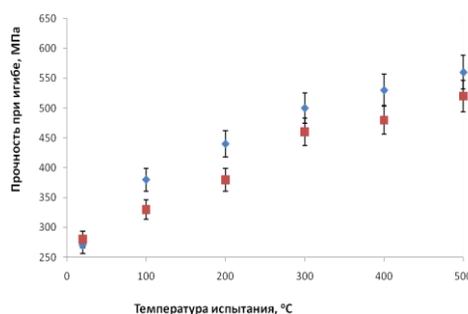


Рис.2. Зависимость прочности образцов от температуры испытаний: (1) [Al₂O₃ - 2.2 об.% Ni] - 40 об.% NiAl(2,15% Mo); (2) [Al₂O₃ - 6.5 об.% Ni] - 40 об.% NiAl(2,15% Mo), полученных горячим прессованием (вакуум, T=1570 °C, P= 30 МПа).

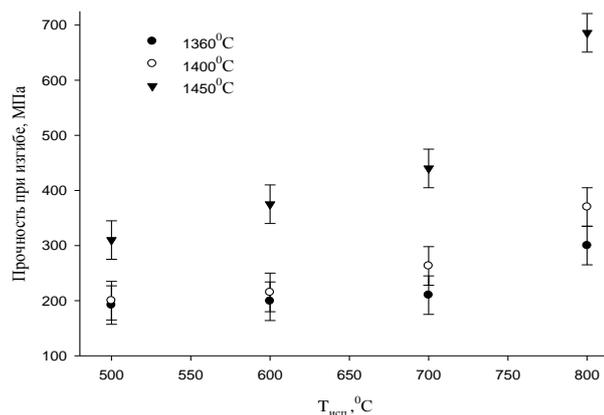


Рис.3. Зависимость прочности образцов Al_2O_3 -20 об.% TiAl после горячего прессования при 1360, 1400 и 1450°C от температуры испытаний (500-800°C).

На стандартной машине трения типа Амслер, прошедшей модернизацию в ИМАШ РАН, исследованы трибологические характеристики КМ Al_2O_3 -20 об.% TiAl по схеме трения «колодка - ролик». Сравнивались износостойкости пар трения Al_2O_3 - (20 об.% TiAl) - сталь 45 (HR_C 50) и сталь 3 - сталь 45 (HR_C 50) путем измерений величин скоростей изнашивания. В условиях небольшой продолжительности единичных опытов, износостойкость колодки из Al_2O_3 - (20 об.% TiAl) в среднем почти в 400 раз превосходит износостойкость колодки из стали 3. Материалы на основе корунда и муллита, упрочненные дисперсными частицами TiAl, обладают повышенной устойчивостью к износу – скорость изнашивания составляет 0.8 мкм/ч и 0.5 мкм/ч соответственно (Рис. 4).

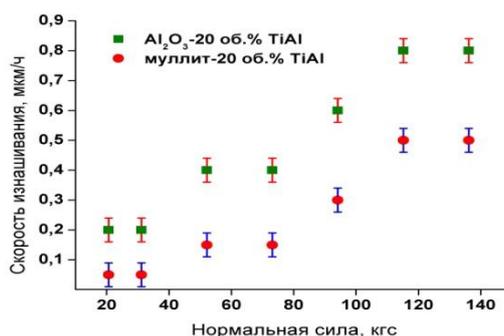


Рис. 4. Зависимость скорости изнашивания материалов на основе корунда и муллита с 20 об.% TiAl от величины нормальной силы по схеме трения «колодка-ролик»

Список литературы:

1. Красулин Ю.Л., Баринов С.М., Иванов В.С. Структура и разрушение материалов из порошков тугоплавких соединений. М.:Наука.1985.

СТАБИЛИЗАЦИЯ МОРФОЛОГИИ ПОРИСТОЙ СТРУКТУРЫ НЕОРГАНИЧЕСКИХ ОКСИДОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ДВОЙНЫХ ТЕМПЛАТОВ

Есерегова И.А.¹, Агафонов А.В.², Виноградов В.В.²

¹Ивановский государственный химико-технологический университет, г.Иваново, Россия

²Институт химии растворов РАН, г.Иваново, Россия, e-mail: xtnism@mail.ru

STABILIZATION TO MORPHOLOGIES OF THE POROUS STRUCTURE INORGANIC OXIDES WITH USE DOUBLE TEMPLATOV

Esergepova I.A.¹, Agafonov A.V.², Vinogradov V.V.²

¹Ivanovo State University of Chemistry and Technology, Ivanovo, Russia

²Institute of Solution Chemistry, Russian Academy of Sciences, Ivanovo, Russia
e-mail: xtnism@mail.ru

Abstract. In this study, authors were used sol-gel technology for reception mesoporous γ -aluminas. For stabilization mesophase in solution added different templates as follows substance and polyelectrolyte. Nitrogen physisorption showed that aluminas prepared with use different templates by this approaches demonstrated miscellaneous porous structures. Sample prepared with using templates shows mesopores with narrow pore size distribution and high surface area and pore volume. For identification of the presence corresponding to relationships in sample us was chose method FTIR spectra. The wideangle XRD patterns of the mesoporous alumina samples revealed that after the removal of surfactant molecules, the boehmite crystallites were transformed into crystallized γ -alumina particles. Low-angle region of powder XRD patterns are indicative of appearance of the ranked systems after calcined sample.

Создание организованного мезоструктурированного материала на основе оксида алюминия позволит решить ряд проблем в различных областях промышленности, например нефтепереработки, очистки газов, создании композиционных материалов и др. Одним из перспективных направлений в области катализа является использование супрамолекулярных систем, характер которых позволяет достигать высокой эффективности и селективности катализаторов. Регулирование пористой структуры осуществляется за счет самосборки наночастиц неорганического оксида и органического темплата.

В последнее время наблюдается тенденция к разработке поликомпонентных композиций. Поэтому исследование факторов каталитического действия супрамолекулярных систем, содержащих функциональные полимеры (полиэлектролиты) и поверхностно-активные вещества (ПАВ) различного строения является актуальной задачей.

В данной работе авторами использовался золь-гель метод, который является эффективным способом формирования различных наноархитектур неорганических материалов, посредством темплатных и бестемплатных подходов.

Метод послойной супрамолекулярной самосборки материалов основан на постадийном проведении золь-гель синтеза в присутствии координационно-активного темплата, вводя на первой стадии соединения допирующих добавок в раствор и формирование первого каталитического слоя, а затем, последующее введение прекурсора основного каталитически активного материала.

По результатам малоуглового рентгенофазового анализа показано, что, после прокаливании интенсивность максимумов резко усиливается и происходит смещение рефлексов в область 2θ 1-1,5°, связанное с увеличением размера поры.

По результатам рентгенофазового анализа показано, что, после прокаливании водных образцов происходит переход от фазы бемита в кристаллическую фазу γ -Al₂O₃.

Для идентификации присутствия соответствующих связей в образцах нами был выбран метод ИК спектроскопии.

Методом низкотемпературной адсорбции/десорбции азота произведены измерения удельной площади поверхности по методу ВЕТ и распределения пор по размерам по ВЖН модели, учитывающей десорбционную ветвь изотермы. В зависимости от вида введенного темплата менялся профиль петли гистерезиса, соответственно свойства полученных материалов будут различны. Образцы, приготовленные по темплатному механизму, обладают узким распределением пор по размерам.

ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ МИКРОСОЕДИНЕНИЙ В МАТРИЧНЫХ ФОТОПРИЕМНЫХ МИКРОСХЕМАХ ПРИ ТЕМПЕРАТУРАХ 300-77°К

Ефимов В.М, Гузев А.А.

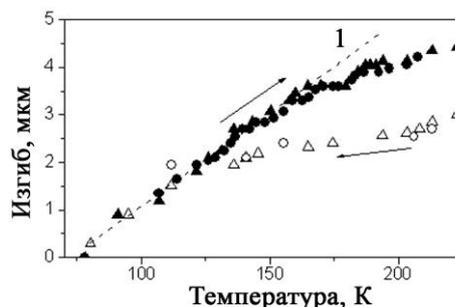
Россия, Институт физики полупроводников им. Ржанова СО РАН, efimov@isp.nsc.ru

DEFORMATION AND DESTRUCTION OF MICROCONNECTIONS IN FOCAL PLANE ARRAY DETECTOR CIRCUITS AT TEMPERATURES 300-77 (°K), GUZEV A. A., EFIMOV V. M.

Abstract: Deformation of matrix cooled photoreception microcircuits is investigated at temperatures 300-77 °K. Measurement of deflection size of hybrid Si+InAs circuit was carried out by supervision of Newton rings in red light ($\lambda \approx 600$ microns) placing of a transparent sapphire plate on polished surface of InAs. The reproduced hysteresis of temperature dependence, having two various sites is found out. Temperature dependence is discussed on the basis of a bimetallic plate model in the assumption of change of indium microconnections plastic properties at temperature about 150 °K. On the basis of the received data the destruction mechanism during thermocycles is discussed.

Исследуется деформация охлаждаемых матричных фотоприемных гибридных микросхем

(МФГМ), возникающая вследствие разницы коэффициентов термического расширения (КТР) их компонент - кремниевого коммутатора и материала фотоприемной подложки InAs, соединенных множеством (до 106) индиевых микросоединений. Полученные данные важны при рассмотрении механизма разрушения микросоединений при дальнейшей эксплуатации МФГМ в процессе многократных (тысячи) термоциклов охлаждения-нагревание от температуры жидкого азота до комнатной температуры. Измерения величины прогиба МФГМ реализованы при помощи оригинальной методики, наблюдением колец Ньютона в красном свете, с длиной волны около 600 мкм, при помещении на матричную сборку Si-InAs полированной сапфировой пластины. Сам факт прогиба МФГМ, которая, по сути, является биметаллической пластиной, хорошо известен и его величина может быть определена с хорошей точностью (напр.).



В работе приведены результаты измерений в диапазоне температур 77-300 °К. Наклон зависимости величины прогиба биметаллической пластины от температуры определяется размером МФГМ – А и равен:

$A \Delta \alpha / 4K(d_1 + d_2)$, где d_1 , d_2 , - толщины слоев d и $\Delta \alpha$ - разница их КТР [1]. Хорошее совпадение полученного значения А 6,9 мкм с размерами матричной сборки 6,5 мкм позволило провести дальнейший анализ, происходящих в процессе термоциклирования процессов деформации индиевых соединений и механизма их разрушения. Установлен устойчивый гистерезис кривой деформации при прямом и обратном проходе термоцикла (стрелки на рисунке) а также значительное отклонение от расчетного хода (пунктирной прямой – 1) при температуре выше 160 К. Уменьшение величины прогиба в области температур свыше 160 К указывает на изменение пластических характеристик материала микроконтактов – индия при этих температурах и наличие значительных пластических деформаций периферийных микросоединений, величиной до 2 мкм. Эти деформации и определяют, на наш взгляд, механизм разрушения индиевых микросоединений при многократных циклах охлаждения-нагрева. Последний иллюстрируется данными, полученными для матричных МФГМ размерностью 128x128 элементов на установке термоциклирования, описанной ранее [2].

Литература:

[1] Clyne, Residual stresses in surface coatings and their effects on interfacial debonding, Key Engineering Materials (Switzerland). Vol. 116-117, pp. 307-330. 1996

[2] А.А.Гузев, В. М.Ефимов и др., Исследование усталости индиевых соединений в матричных фотоприемниках при температурных циклированиях, Российское совещание по актуальным проблемам полупроводниковой фотоэлектроники, «Фотоника-2008», Новосибирск, 2008 г.

ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ ИНДИЕВЫХ МИКРОСОЕДИНЕНИЙ В МАТРИЧНЫХ ФПУ НА ОСНОВЕ InAs

Ефимов В. М.

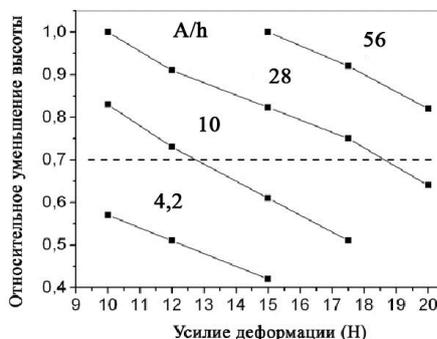
Россия, Институт физики полупроводников им. Ржанова СО РАН, efimov@isp.nsc.ru

PLASTIC DEFORMATION OF INDIUM MICROCONNECTIONS IN MATRIX FOCAL PLANE ARRAYS ON INAS

Efimov V. M.

Abstract: The method of chips interconnection in cooled IR focal plane arrays (FPA) with indium microbumps rest the main way of hybridization of such microcircuits. It is based on unique plasticity of In in a range of temperatures 300 - 77 K. The strong dependence of indium bumps deformation and it's effective plasticity on microconnection size is received. It is shown, that at rather small sizes of microcontacts about 20 micron effective characteristics of indium essentially differ from their volumetric characteristics. The data have been used for improvement of hybridization process of the FPA-matrix by Flip-Chip method.

Метод соединения кристаллов охлаждаемых фотоприемных устройств (ФПУ) ИК-диапазона с использованием индиевых микросоединений остается основным способом их гибридизации. Он основан на сохранении пластических свойств индия в диапазоне температур 300 – 77 К, которые, однако, могут значительно изменяться. В работе приводятся результаты исследования деформации индиевых микросоединений с характерными размерами от 1 до 300 мкм в широком диапазоне температур 77-450 К. Для исследований изготавливались специальные фотошаблоны формирования поля индиевых микроконтактов разного размера (от 25 до 340 мкм), но равной общей площади. Постоянное усилие деформации прикладывалось к микроконтактам через полированную сапфировую пластину, через которую после снятия усилия производилось измерение размера микросоединения. С учетом сохранения объема материала в микросоединении такая методика позволила определять величину деформации и произведенную внешнюю работу. Установлен пороговый характер процесса пластической деформации и получены кривые деформации микросоединений при значениях прикладываемых напряжений в диапазоне 1-9 МПа. Для микросоединений разного размера установлена сильная зависимость эффективной пластичности индия от такого геометрического параметра как отношение размера (диаметра) микросоединения A к его высоте h (см. рис.).



В современных охлаждаемых ФПУ могут присутствовать, разные группы микросоединений: основные, соединяющие фоточувствительные элементы с кремниевым коммутатором, и вспомогательные, расположенные, по периферии матрицы и играющие роль укрепляющих элементов. Эти элементы, часто, требуют проведения разных технологических операций.

Полученные данные позволяют использовать при изготовлении матричных кристаллов один технологический процесс [2]. Второй важной характеристикой материала микросоединений является напряжение среза, определяющее разрушение микросоединений при многократных циклах охлаждения-нагревания в процессе работы ФПУ. Этот параметр экспериментально определялся при двух температурах – жидкого азота и комнатной температуре.

Полученные результаты могут быть использованы при разработке топологии матричных охлаждаемых фотоприемников и оптимизации процесса их гибридации Flip-Chip методом.

Литература:

[1] The plastic properties of In bumps. The problem of contactivity on CdHgTe., V. G. Voinov, A. G. Klimenko, T. N. Nedosekina et al., Avtometria, № 4, p. 126, 1996.

[2] Укрепляющий элемент для гибридной микросхемы, Ефимов В. М., патент РФ №2402104, 20010.

КЕРАМИЧЕСКИЕ КОМПОЗИТЫ С НАНОЛАМИНАТНОЙ МАТРИЦЕЙ НА ОСНОВЕ Ti_3SiC_2 , АРМИРОВАННОЙ ЧАСТИЦАМИ ТВЕРДОЙ ФАЗЫ

Истомин П.В., Надуткин А.В., Осипов Г.А.

Россия, Институт химии Коми НЦ УрО РАН, 167982, nadutkin-av@chemi.komisc.ru

CERAMIC COMPOSITES WITH Ti_3SiC_2 -BASED NANOLAMINATE MATRIX REINFORCED BY HARD PARTICLES

Istomin P.V., Nadutkin A.V., Osipov G.A.

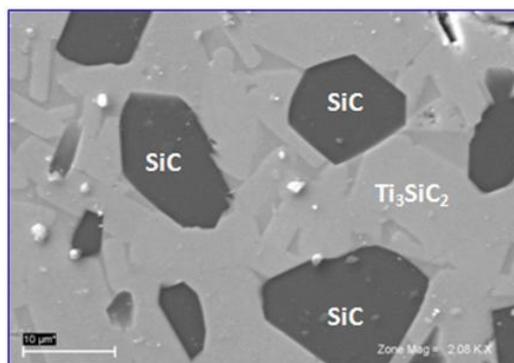
Russia, Institute of Chemistry Komi Science Center Ural Division of RAS, nadutkin-av@chemi.komisc.ru

Ti_3SiC_2 -based composites is a new prospective toughened nanolaminate ceramics for high temperature application. At micro scale any grain of Ti_3SiC_2 is a nanolaminate fragment. The thickness of each layer on the average makes 10 – 50 nanometers. Layers in nanolaminate possess certain mobility that allows locally absorbing and dissipating energy of deformation in a zone of mechanical stress concentration without macroscopical fracture of a material.

We have studied reaction sintering in Ti – SiC system, proceeding in SHS mode and leading to formation of a specific microstructure which represents a polycrystalline matrix on the basis of Ti_3SiC_2 with SiC particles which are uniformly distributed in the volume of composite. SHS mode sintering allows to decrease power and time expenses.

Reinforcing by particles of a hard phase considerably raises the wear resistance of the composite. So, it is possible to predict that such composite material will be effectively used in the conditions of strong mechanical and thermal shock impacts.

Композиты на основе карбосилицида титана (Ti_3SiC_2) – это новый вид перспективной трещиностойкой наноламинатной керамики высокотемпературного назначения. Каждое отдельное зерно Ti_3SiC_2 на микроуровне представляет собой наноламинатный фрагмент. Толщина каждого слоя в среднем составляет 10 – 50 нм. Слои в наноламинате обладают определенной подвижностью, что позволяет локально поглощать и рассеивать энергию деформации в зоне концентрации механических напряжений без макроскопического разрушения материала.



Нами изучено реакционное спекание в системе Ti – SiC, протекающее в режиме СВС и приводящее к образованию специфической микроструктуры, которая представляет собой поликристаллическую матрицу на основе Ti_3SiC_2 с равномерно распределенными в объеме композита частицами SiC. Проведение синтеза в режиме СВС позволяет снизить энергетические и временные затраты.

Армирование частицами твердой фазы значительно повышает стойкость композита к истиранию, и поэтому, можно прогнозировать, что такой композиционный материал будет эффективно эксплуатироваться в условиях сильных механических и термических ударных воздействий.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, проект 11-03-00529.

МЕХАНИЗМ РАЗРУШЕНИЯ ПОРИСТЫХ SiC-КЕРАМИК ПРИ РАСТЯЖЕНИИ

Кадомцев А.Г., Слуцкер А.И., Бетехтин В.И., Дамаскинская Е.Е., Синани А.Б.

Россия, Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, andrej.kadomtsev@mail.ioffe.ru

THE MECHANISM OF FRACTURE OF POROSITY SiC-CERAMIC UNDER THE STRETCHING

Kadomtsev A.G., Slutsker A.I., Betekhtin V.I., Damaskinskaya E.E., Sinani A.B.

Russia, Ioffe Physical-Technical Institute of the Russian Academy of Sciences

To define the static strength of SiC ceramics, samples of the 30 x 5 x 1 mm³ size were cut from sintering pieces of the ceramics and loaded up to the point of breakdown via four-point-bending. By means of various methods it is established that the given materials contain three fractions of pores. In the assumption of sphericity of a pores the characteristic sizes make: for a large pores from 10 to hundreds μm; for an average pores – 0.5 – 10 μm, for nanopores – 0.04 – 0.2 μm. For each fraction of a pores distribution in the sizes is constructed and the portion in integrated porosity is defined. By computer modeling it is revealed "dangerous" a configuration of defects in which local stress reach theoretical strength. The estimation of probability of existence of "dangerous" configurations in the loaded volume of a material is made. It is shown that such configurations really exist. The possible mechanism of development of destruction is offered.

Для определения статической прочности керамики использовались образцы, вырезанные в форме пластин длиной 30 мм, шириной 5 мм и толщиной 1 мм. С помощью оптической, электронной микроскопии и метода малоуглового рентгеновского рассеяния установлено, что данные материалы содержат три фракции пор [1]. В предположении сферичности пор характерные размеры составляют: для крупных пор от 10 до сотен микрометров; для средних пор – 0.5 – 10 мкм, для нанопор – 0.04 – 0.2 мкм. Для каждой фракции пор построено распределение по размерам и определена доля в интегральной пористости.

Образцы нагружались по схеме четырехточечного изгиба. Статическая прочность – разрывное напряжение σ_{Stat} , рассчитывалось по известным формулам. При статическом нагружении

наблюдается локализованное разрушение, которое происходит за счет образования и развития одной (или немногих) трещин. Предполагается, что в таком случае необходимо учитывать не средние, как при динамическом нагружении [2], а локальные значения параметров поровых ансамблей.

Проведено компьютерное моделирование напряженного состояния пористого материала при одноосном растяжении. Расчет поля напряжений, проведенный с помощью метода конечных элементов, позволил выявить «опасную» конфигурацию дефектов. В первом приближении - это последовательность крупной и средней пор, между которыми находится нанопора (рис.1.).

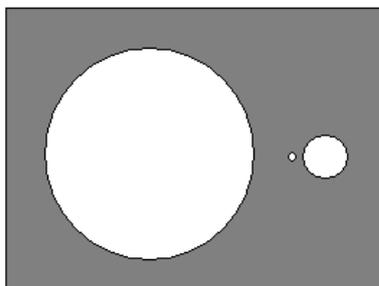


Рис.1. «Опасная» конфигурация дефектов

Определены соотношения между размерами пор и длиной межпоровых перемычек, при которых локальные напряжения достигают теоретической прочности σ_{th} .

Высказано предположение о роли пор различных фракций в формировании повышенных локальных напряжений и разрушении материала.

1. Роль крупных пор состоит в создании далекодействующих полей напряжений, с которыми взаимодействуют поля от более мелких дефектов.

2. Средние поры. Их роль близка к роли крупных пор. Меньшее далекодействие частично компенсируется существенно большей концентрацией.

3. Роль нанопор в формировании больших локальных напряжений максимальна. Зарождение трещин происходит в поле далекодействующих сил на их поверхности.

Вычислен коэффициент перенапряжений q (т.е. отношение локального напряжения к среднему) в «опасных» конфигурациях для всех исследованных образцов. Установлено, что коэффициент перенапряжений q на поверхности нанопоры, расположенной между крупной и средней порами, может достигать значения ≈ 20 . Это означает, что напряжения в этой области становятся близкими к теоретической прочности σ_{th} . Можно предположить, что произойдет разрыв перемычки между нанопорой и средней порой.

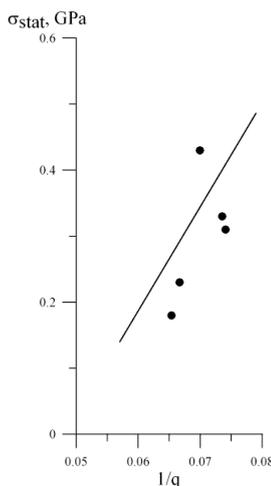


Рис.2. Зависимость статической прочности от (1/q)

Показано, что зависимость статической прочности от $1/q$ является линейной (Рис.2): $\sigma_{stat} \sim 15(1/q)$. Аппроксимация при $1/q=1$, т.е. при нулевой пористости, дает значения прочности близкие к теоретической прочности. (Аналогичный результат получен при баллистических

испытаниях [2].) Сделана оценка вероятности существования «опасных» конфигураций в нагружаемом объеме материала. Показано, что такие конфигурации действительно существуют.

Предложен возможный механизм развития разрушения. Расчет, проведенный с помощью метода конечных элементов, показал, что последовательное разрушение межпоровых перемычек приводит к образованию дефектов, в вершине которых коэффициент перенапряжений последовательно возрастает, достигая величины, достаточной для дальнейшего самопроизвольного разрушения материала.

Литература.

1. V.I. Betekhtin, A.I. Slutsker, A.B. Sinani, A.G. Kadomtsev, S.S. Ordanyan Porosity of Silicon Carbide Ceramic. Science of Sintering, r. 34, 2002, 143-156.
2. А.И. Слуцкер, А.Г. Кадомцев, В.И. Бетехтин, Е.Е. Дамаскинская, А.Б. Синани Локальные разрушающие напряжение в нагружаемой микропористой SiC-керамике. Известия РАН. Серия физическая. 2009, том 73, № 10, с. 1496-1502.

МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ ВОЛОКНА МУЛЛИТА: ПОЛУЧЕНИЕ, СТРУКТУРА, ПРОЧНОСТЬ

Кийко В.М., Колчин А.А., Милейко С.Т., Новохатская Н.И., Толстун А.Н.

Россия, Институт физики твёрдого тела РАН, kiiko@issp.ac.ru

SINGLE CRYSTALLINE MULLITE FIBRES: PRODUCTION, STRUCTURE, STRENGTH

Kiiko V.M., Kolchin A.A., Mileiko S.T., Novokhatskaya N.I., Tolstun A.N.

Institute of Solid State Physics of RAS, Russia, kiiko@issp.ac.ru

It is expected single crystalline mullite fibres produced by the internal crystallization method can be an effective reinforcement for high temperature composite materials. Mullite fibres obtained by this route have an homogeneous mullite structure in cross-sections. Composition of mullite fibre is close to $2\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$ (2:1). The experimental results on strength of fibres are presented also.

Высокие механические характеристики [1], в частности, высокое сопротивление ползучести при высоких температурах и низкий удельный вес делает муллит привлекательным в качестве конструкционного материала. Главным препятствием на этом пути является его хрупкость. Создание же определенным образом организованных композитных структур с использованием муллита в качестве компоненты позволяет реализовать достоинства муллита и получить нехрупкий конструкционный материал. В представленной работе монокристаллические волокна муллита, которые могут быть эффективным армирующим средством для высокотемпературных композитов, получены методом внутренней кристаллизации. Вкратце, метод состоит в следующем [2, 3, 4, 5]. Из молибдена изготавливается каркас с каналами-формообразователями волокна. Каркас пропитывается расплавом смеси оксидов Al_2O_3 и SiO_2 и вытягивается в холодную зону. В процессе вытягивания происходит кристаллизация волокон в каналах. Интересно отметить, что в данных условиях кристаллизуется муллит, близкий по составу к $2\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$ (2:1), независимо от соотношения оксидов в исходном материале (в известных пределах). Далее молибденовый каркас может удаляться, а волокна использоваться по назначению. На рис. 1 показаны волокна, извлеченные из молибденового каркаса.

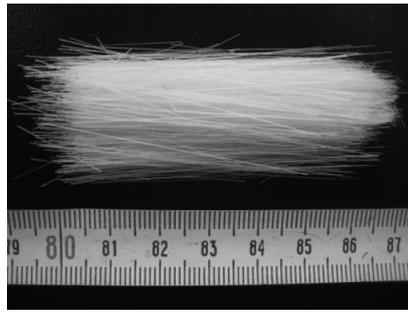


Рис.1. Партия волокон муллита

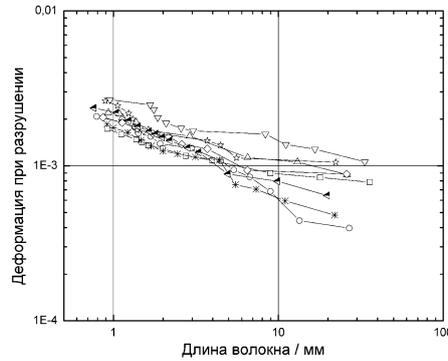


Рис. 2. Зависимость деформации при разрушении от длины при испытаниях на изгиб выборки волокон.

Полученные волокна испытываются на изгиб при комнатной температуре [6], - на рис. 2 в качестве примера приведены результаты испытаний выборки волокон при случайном отборе волокон из партии. Значения прочности при изгибе получаются умножением величин предельной деформации, показанной на рис. 2, на величину модуля Юнга волокна вдоль его оси.

На рис. 3 показаны поперечные сечения волокон в разных масштабах. Видно, что состав волокон однороден, и микроанализ показал отношение $Al_2O_3:SiO_2$ как 2:1. В работах же [4, 5] волокна содержат по периферии, «в углах», включения, богатые SiO_2 , при одинаковых исходных составах смеси оксидов в указанных работах и в данной работе 2.05:1.00. Отличие, по-видимому, определяется различными условиями получения муллита. Так, муллит изготавливался в различных установках, причем, в данной работе использовалась установка с вакуумной высокотемпературной камерой, в то время как в упомянутых работах использовалась камера, заполненная аргоном.

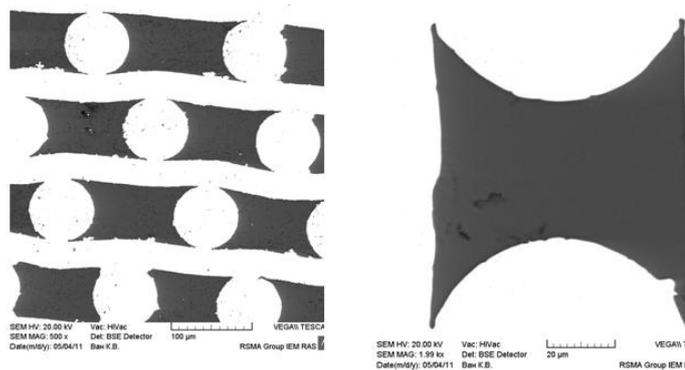


Рис. 3. Волокна муллита в поперечном сечении

Таким образом:

- продемонстрирована возможность получения монокристаллических волокон муллита в вакуумной высокотемпературной камере;
- выбор исходного состава оксидов и режимов получения позволил получить волокна однородной – муллитовой – структуры (2:1);
- прочность волокон муллита при комнатной температуре на коротких длинах, в основном, не уступает прочности волокон других составов, полученных аналогичным методом [7].

Литература:

1. Dokko P.C., Pask J.A., Mazdiyasi K.S. High-Temperature Mechanical Properties of Mullite Under Compression //J. Am. Ceram. Soc., 1977, V.60, Is.3-4, P.150-155.
2. Mileiko S.T., Kazmin V.I. Crystallization of fibres inside a matrix: a new way of fabrication of composites //J. Mater. Sci., 1992, V.27, N.8, P.2165-2172.
3. Mileiko S.T., Kiiko V.M., Starostin M.Yu. Kolchin A.A., Kozhevnikov L.S. Fabrication and some properties of single crystalline mullite fibers //Scripta Materialia, 2001, V.44, Is.2, P.249-255.
4. Милейко С.Т., Серебряков А.В., Кийко В.М., Колчин А.А., Курлов В.Н., Новохатская Н.И., Толстун А.Н. Монокристаллические волокна муллита, получаемые методом внутренней кристаллизации //Композиты и наноструктуры, 2009, № 2, С.47-60.
5. Mileiko S.T., Serebryakov A.V., Kiiko V.M., Kolchin A.A., Kurlov V.N., Novokhatskaya N.I. Single crystalline mullite fibres obtained by the internal crystallisation method: Microstructure and creep resistance //J. Eur. Ceram. Soc., 2009, V.29, Is.3, P.337-345.
6. Kiiko V.M., Mileiko S.T. Evaluation of the room-temperature strength of oxide fibres produced by the internal-crystallization method //Compos. Sci. Technol., 1999, V.59, Is.13, P.1977-1981.
7. Кийко В.М., Толстун А.Н., Курлов В.Н., Колчин А.А., Новохатская Н.И., Саркисян Н.С., Старостин М.Ю., Милейко С.Т. Микроструктура и механические свойства эвтектических оксидных волокон, получаемых методом внутренней кристаллизации //Наука производству, 2007, № 6, С.5-14.

BASALTIC CONTINUOUSLY FIBRE OF THE YAKUT LAYERS

Kichcin A.K., Semenov Yan S.

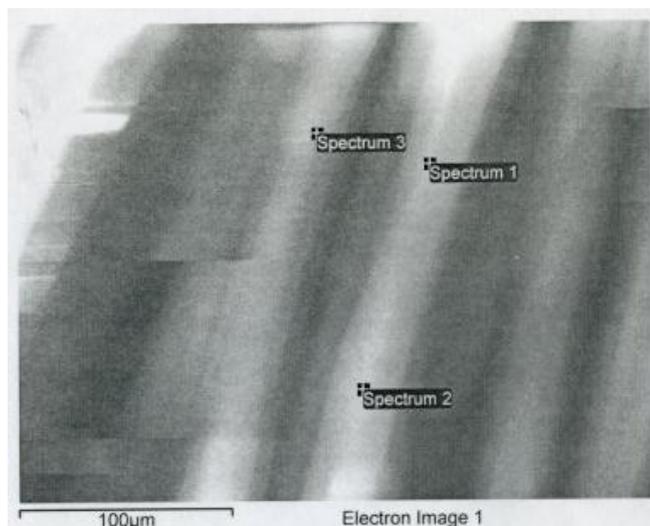
*Russia. Physical-technical Institute North problem SB RAS, Yakut state university, Ykutsk
yansemenov@mail.ru*

Introduction. The technology are obtained of the basalt continuously fibre consist: 1- preparation of the basalts melting; 2 – formation of the basalt fibre; 3 – dressing and wind.

We are roving experimental sample on Yakut basalt layers because.

Roving experimental sample on Yakut basalt layers. We made experimental of the received basaltic continuously fibre on Yakut basalt layers as possibility on classical technology.

We received the roving experimental sample on Yakut basalt layers. The roving experimental sample on Yakut basalt layers investigation on scanning microscope JSM – 6480 LV. The result of the chemical composition given on table of the region on picture.



Pic. Electron scanning fibre on roving.

Chemical composition roving experimental sample

Tab.1.

Spectrum	Na	Mg	Al	Si	K	Ca	Ti	Fe	O	Total
Spectrum 1	3,59	2,12	6,52	25,29	1,2	5,54	0,95	11,21	43,57	99,99
Spectrum 2	3,99	2,17	4,97	17,43		7,67		26,14	37,64	100,01
Spectrum 2	3,62	2,73	6,11	21,47	1,25	6,54		17,45	40,82	99,99
Max	3,99	2,73	6,52	25,29	1,25	7,67	0,95	26,14	43,57	
Min	3,59	2,12	4,97	17,43	1,2	5,54	0,95	11,21	37,64	
Average value	3,73	2,34	5,87	21,40	1,23	6,58	0,95	18,27	40,68	

Conclusion. The investigation of the Yakut basalt layers is showing possibility producing of the received basaltic continuously fibre on Yakut basalt layers.

ПОВРЕЖДАЕМОСТЬ И СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ КЕРАМИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ

Колмаков А.Г., Масляев С. А., Пименов В.Н., Пруцков М.Е., Грибков В.А., Дубровский А.В., Сасиновская И.П.

Россия, Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, mprmf@mail.ru

DAMAGEABILITY AND STRUCTURAL-PHASE STATE CERAMIC MATERIAL BASED ON ALUMINUM OXIDE

Kolmakov A.G., Maslyaev S.A., Pimenov V.N., Pruckov M.E., Gribkov V.A., Dubrovskiiy A.V., Sasinovskaya I.P.

Russia, Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of the Russian Academy of Sciences, mprmf@mail.ru

In this paper considers the result of the impact of pulsed power flows on aluminum oxide. Features of damages, phase-structural transformations and chemical content changes in those materials under such irradiation were investigated.

Известно, что материал на основе оксидов Al_2O_3 и SiO_2 используется в ЯУ как теплоизоляция, а на основе Al_2O_3 и MgO – как электроизоляция. В работе [1] керамика Al_2O_3 , наряду с нитридом бора BN, рассматривается как альтернативный перспективный материал для покрытия антенных колец, размещенных внутри разрядной камеры сферического токамака MAST (Mega Ampere Spherical Tokamak). Обычно в установках типа токамак наиболее важным фактором, воздействующим на материал, непосредственно обращенный к термоядерной плазме, являются эффекты, развивающиеся на «краю» плазмы при ее контакте с материалом (так называемые ELMs - Edge Localized Modes – эффекты). Эти эффекты имеют длительность $\sim 10^{-6}$ с, происходят с частотой ~ 1 гц и приводят к его повреждаемости из-за высокой тепловой нагрузки ~ 1 МДж/м² (плотность мощности при этом $q \approx 10^8$ Вт/см²) [2]). Такие жесткие импульсные термические нагрузки требуют проведения специальных испытаний для определения термостойкости оксида Al_2O_3 к воздействию экстремальных энергетических потоков (ЭЭП). Однако подобных испытаний с рассматриваемым материалом до сих пор проведено крайне мало как в нашей стране, так и за рубежом. Можно отметить работу [3], в которой оксид алюминия Al_2O_3 толщиной ~ 20 мкм, выращенный как покрытие на подложке чистого алюминия, испытывался в установках типа Плазменный фокус в сравнении с нитридом бора. Исследование же керамики Al_2O_3 , приготовленной

методом порошковой металлургии в виде объемных образцов (пластин, слитков и т.п.), в условиях воздействия импульсных ЭЭП до сих пор, насколько нам известно, не проводилось.

В свете сказанного, целью настоящей работы было изучение воздействия мощных импульсных потоков ионов и высокотемпературной плазмы, генерируемых в установке Плазменный фокус, на образцы керамики Al_2O_3 , приготовленные методом порошковой металлургии. При этом в рамках данной работы главное внимание уделялось оценке термической стойкости материала. Поэтому в экспериментах были реализованы весьма жесткие условия облучения, при которых термическая составляющая энергетических потоков, воздействующих на материал, доминировала над радиационной.

Литература

1. Kirk A, Koch B, Scannell R, Wilson H R, Counsell G, Dowling J, Herrmann A, Martin R and Walsh M (the MAST team) 2006 Evolution of filament structures during edge-localized modes in the MAST Tokamak Phys. Rev. Lett. 96 185001
2. Linke J., Hirai T., Ogorodnikova O., Pintsuk G., Rödiger M. Proc. of the Expert Meeting "Plasma streams interaction with materials", EURATOM/Institute of Plasma Physics and Laser Microfusion and IAEA, Warsaw, Poland, November 15-17, 2005.
3. V A Gribkov, C Tuniz, E V Demina, A V Dubrovsky, V N Pimenov, S V Maslyaev, R Gaffka, M Gryaznevich, E Skladnik-Sadowska, M J Sadowski, R Miklaszewski, M Paduch and M Scholz, Experimental studies of radiation resistance of boron nitride, C2C ceramics Al_2O_3 and carbon-fiber composites using a PF-1000 plasma-focus device, Phys. Scr. 83 (2011) 045606; doi: 10.1088/0031-8949/83/04/045606

ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ ЦИКЛИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ И ТЕРМОУДАРА НА СТРУКТУРУ И АКУСТИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ КРИСТАЛЛОВ ЛАНГАТАТА $La_3Ga_5Ta_0.5O_{14}$

Кугаенко О.М.,¹ Наими Е.К.,¹ Петраков В.С.,¹ Уварова С.С.,¹ Бузанов О.А.², Сахаров С.А.,² Егоров В.Н.,² Гастрок Й.³

¹Россия, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», CrystalXXI@isis.ru

²ОАО «Фомос-Материалс»

³Германия, "Zwick GmbH & Co. KG", info@zwick.ru, www.zwick.ru

INFLUENCE OF MECHANISMS OF CYCLIC DEFORMATION ON MICROSTRUCTURE AND ACOUSTIC PARAMETERS OF SINGLE CRYSTAL LANTHANUM GALLIUM TANTALATE

Kugaenko O.M., Naimi E.K. Petrakov V.S., Uvarova S.S. Buzanov O.A., Saharov S.A., Egorov V.N., Gastrok Y.

Single crystal lanthanum gallium tantalate ($La_3Ta_{0.5}Ga_{5.5}O_{14}$, belongs to the trigonal crystal system, point group 32) its isomorphs Langasite (LGS, $La_3Ga_5SiO_{14}$) applies in acoustoelectronics for fabrication of sensitive piezoelements of sensor of pressure, vibration, temperature sensors operating in a wide temperature range (up to 1000 °C). In explosion engine piezoelements of sensor of pressure work in extreme conditions of variable loadings, destruction of details occurs owing to weariness.

The work purpose consisted in research of mechanisms of cyclic deformation of fragile monocrystals LGS, laws of their destruction in the conditions of variable mechanical and thermal loadings and influence formed as a result of cyclic deformation and thermal loadings microstructure on the basic acoustic parameters - phase speed, factor of attenuation.

Монокристаллы лантан-галлиевого танталата (ГТЛ, $La_3Ta_{0.5}Ga_{5.5}O_{14}$, класс симметрии 32), изоморфа лангасита (ЛГС, $La_3Ga_5SiO_{14}$), применяются в акустоэлектронике для изготовления чувствительных пьезоэлементов датчиков давления, работающих на прямом пьезоэффекте в широком диапазоне температур (до 1000 С). В двигателях внутреннего сгорания пьезоэлементы датчиков

работают в экстремальных условиях переменных нагрузок, разрушение деталей происходит вследствие усталости. Цель работы заключалась в исследовании механизмов циклической деформации хрупких монокристаллов ГТЛ, закономерностей их разрушения в условиях переменных механических и термических нагрузок и влияния образовавшейся в результате циклической деформации и термоудара микроструктуры на основные акустические параметры - фазовую скорость, коэффициент затухания и др. продольных объемных акустических волн (ОАВ).

Кристаллы ГТЛ выращены на предприятии ОАО «Фомос-Материалс» по методу Чохральского вдоль кристаллографического направления [11.0], весом до 3,5 кг и диаметром цилиндрической части до 80 мм. Структура ГТЛ не имеет плоскости спайности и обладает сильной анизотропией свойств. Из монокристаллов вырезали образцы разной кристаллографической ориентации, поверхность образцов механически полировали. Рентгенодифракционные исследования показали, что все исследованные образцы свободны от двойников и других дефектов, обладают высокой степенью совершенства структуры и имеют высокое качество обработки поверхности. Плотность дислокаций в исходных образцах равна $10^4 - 10^5 \text{ см}^{-2}$.

Исследование микротвердости позволило охарактеризовать анизотропию свойств, пластичность и хрупкость кристаллов ГТЛ [1,2]. Микротвердость измеряли при вдавливании индентора Виккерса на срезах [00.1], [10.0], [11.0], коэффициент анизотропии твердости II рода в кристаллах группы лангасита равен 1,2. Наряду с анизотропией твердости, для кристаллов группы ЛГС характерна анизотропия вязкости разрушения. Значения коэффициентов интенсивности напряжений K_{Ic} для образцов ГТЛ по различным кристаллографическим направлениям лежат в пределах от $4 \text{ кПа м}^{1/2}$ до $8 \text{ кПа м}^{1/2}$. Поверхность среза, ориентированная в направлении X +, обладает наибольшим значением K_{Ic} , а плоскость, перпендикулярная оси Z, имеет наименьшую величину K_{Ic} .

Исследование усталостной прочности кристаллов ГТЛ проводили сжатием при симметричном режиме нагружения на высокочастотном пульсаторе с электромагнитным резонансным приводом Amsler 20 HFP 5100 фирмы "Zwick GmbH & Co. KG". Частота циклирования нагрузки $110 \div 150 \text{ Гц}$. Статическая нагрузка от 0,6 до 15 кН, знакопеременная динамическая нагрузка от 0,1 до 10кН. Величина предела усталостной прочности исследованных кристаллов ЛГТ, предназначенных для работы в качестве датчиков давления, при комнатной температуре при симметричном нагружении сжатием с частотой 100 Гц составляет 10-15 кН/см² при количестве циклов нагружения $3 \cdot 10^5$.

В микроструктуре ГТЛ, как и в металлах, для усталостных явлений характерна сильно выраженная локальность пластической деформации, зарождение, развитие и объединение микротрещин и появление в поверхностном слое деформационной мезоскопической субструктуры. При небольших деформациях ($N=10^4-10^5$ циклов) и низких нагрузках (статическая 1кН, динамическая 0,5кН), - на поверхности образцов ГТЛ формируется мезоячеистая структура с размером ячеек $\sim 10 \text{ мкм}$. Подобная мезоячеистая структура описана в литературе для пластичных материалов [3.4]. При средних степенях деформации ($N=10^5-10^6$ циклов) в ГТЛ формируется система мезополос локализованной деформации вдоль направлений максимальных касательных напряжений.

В образцах ЛГТ после испытаний на термостойкость путем термоудара избирательным травлением и рентгеноструктурным анализом выявлено, что возникающие термические напряжения в пьезоэлементах толщиной 0,3-0,5мм при закалке от 100 С в воду достигают 200-300 МПа и приводят к изменению микроструктуры образцов, а при повышении температуры закалки выше 150 С происходит разрушение образцов. В микроструктуре сколов образцов, разрушенных при термоударе, селективным травлением выявлено повышение плотности дислокаций на два-три порядка, что указывает на протекание пластической деформации в кристаллах ЛГТ.

Исследования влияния микроструктуры, образовавшейся при циклической деформации и термоударе, на акустические параметры: фазовую скорость, коэффициент затухания, внутреннее трение и другие параметры объемной акустической волны в лангатате выполнены с помощью метода составного пьезоэлектрического вибратора при частотах порядка 10^5 Гц . Исследована амплитудная зависимость внутреннего трения в кристаллах лангатата X- и Z-среза. Циклическая деформация и термоудар от 100 С не влияют на величину эффективного модуля Юнга и фазовую скорость продольной ОАВ. Коэффициент затухания продольной ОАВ β после циклической деформации увеличивается в 1,5–2 раза как в образцах X-, так и Z-среза. Термоудар от 200 С приводит к растрескиванию образцов как X-, так и Z-среза и, как следствие, к падению механической добротности в сотни раз. В образцах X-среза средний фон ВТ в несколько раз выше, чем в образцах Z-среза. Этот результат связан с тем, что в образцах X-среза, обладающих пьезоэффектом, часть

энергии колебательного движения образца расходуется на возбуждение электрического поля, вследствие чего возрастают общие потери механической энергии. Основным механизмом потерь колебательной энергии образцов X–среза (обладающих пьезоэффектом) является механизм возбуждения пьезоэлектрического поля; в образцах Z–среза (не обладающих пьезоэффектом) – механизм активации процессов отрыва дислокаций от центров закрепления.

При эксплуатации монокристаллических элементов из ЛГТ необходимо учитывать, что чувствительные элементы пьезодатчиков давления должны быть защищены от термоудара выше 150⁰С. Общее количество механических циклов нагружения без разрушения материала составляет 0,5·10⁶ циклов при нагрузках не выше 2,5 кН.

Работа выполнена при поддержке Федерального агентства по науке и инновациям (02.523.11.3013).

Литература:

1. Григорович В.К. Твердость и микротвердость металлов. – М.: Наука, 19761.
2. Бузанов О.А., Кугаенко О.М., Овчаренко Т.Н. Анизотропия механических свойств хрупких кристаллов сложных оксидов. // Тез. докл. XIII Нац.конф. по росту кристаллов НКРК - 2008.-С. 256.
- 3.Панин В.Е.Физическая мезомеханика поверхностных слоев твердых тел.//Физ.мезомех.-1999.-Т.2. №6.–С.5-23.
- 4.Панин В.Е. Современные проблемы пластичности и прочности твердых тел // Изв. вузов. Физика.-1998. №1. – С. 7-34.

СИНТЕЗ, СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ СОЕДИНЕНИЯ Ti₃SiC₂

Лепакова О.К., Итин В.И, Еркаев П.А., Глейкин И.А., Астафурова Е.Г., Афанасьев Н.И.

*Россия, Томский научный центр СО РАН, Отдел структурной макрокинетики, Томск.
E-mail: af42@yandex.ru*

SYNTHESIS, PHASE COMPOSITION AND MECHANICAL PROPERTIES OF A COMPOSITE MATERIAL BASED ON THE Ti₃SiC₂ COMPOUND

Lepakova O.K., Itin V.I., Erkaev P.A., Gleykin I.A., Astafurova T.G., Afanasyev N.I.

The Ti₃SiC₂ (15% vol. of TiC) composite material was produced by self- propagating high – temperature synthesis. It was investigated the influence of mechanical activation on the phase composition and structure of SHS products, mechanisms of deformation and destruction of porous samples during compression and cyclic loadings.

Керамика на основе соединения Ti₃SiC₂ с наноламинатной структурой обладает уникальными свойствами: микропластичностью (10⁻⁴), высокими значениями модулей упругости (326 ГПа) и сдвига (135 ГПа), значительной вязкостью разрушения (7—12 МПа*м^{0.5}), прочностью, трещиностойкостью, термостойкостью и химической стойкостью, механической обрабатываемостью и высокой проводимостью. Карбосилицид титана практически инертен по отношению к организму человека и является перспективным материалом для использования в медицине в качестве имплантатов костных тканей. Одно из важнейших требований к имплантатам такого рода – способность деформироваться вместе с костью и восстанавливать первоначальную форму после снятия нагрузки. Кость без разрушения может выдерживать деформацию до 1,7-2,0%, и такой же или более высокой сверхупругостью должен обладать имплантат.

Установлено, что в процессе самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) не удастся получить однофазное соединение Ti₃SiC₂. СВС – образцы содержат 14-16% карбида титана. Механическая активация (МА) компонентов порошковой смеси, предшествующая СВС, приводит к появлению дополнительных фаз TiSi₂ и TiSi и частично TiC (табл.1). Однофазный

материал удается получить спеканием СВС - порошков при 1673 К. В работе исследовали влияние побочных фаз на структуру и механические свойства соединения Ti_3SiC_2 .

Таблица 1 Фазовый состав СВС - образцов в зависимости от времени предварительной механической активации и образцов, спеченных из продуктов СВС

Режим обработки	Фазовый состав			
	Ti_3SiC_2 , об.%	TiC, об.%	$TiSi_2$, об.%	TiSi, об.%
СВС	85	15		
30 с. МА + СВС	74,8	18		7,2
60 с. МА+ СВС	63,2	17	19,8	
90с. МА+ СВС	55,8	28,7	3,2	12,3
СВС+спекание, 1423К, 4ч.	92,5	8,5		
СВС+спекание, 1673К, 4ч.	100			

На рис. 1 приведены кривые “напряжение-деформация” при циклическом сжатии цилиндров из пористого композита Ti_3SiC_2 -15%TiC. Первый цикл слегка открыт, последующие циклы для того же самого напряжения полностью обратимы, воспроизводимы и заключают площадь, которая меньше, чем для первого цикла. Обратимая деформация при циклическом нагружении пористого композиционного материала на основе карбосилицида титана зависит от пористости. Максимальное значение соответствует пористости 38% и составляет 1,7%. Обратимость деформации обусловлена образованием и анигиляцией лент изгиба при расслоении наноламината.

СВС - образцы (рис.2,3) и образцы, полученные спеканием при температурах 1423 и 1673 К из продуктов СВС, имеют схожую структуру и динамику разрушения (рис.3). Кривые разрушения СВС – образцов имеют пилообразную форму (рис. 3 а,б). Это свидетельствует о релаксации напряжений в процессе нагружения композита за счет образования трещин и сколов, что проявляется в виде псевдопластичности. Материал под нагрузкой претерпевает интер - и транскристаллитное микрорасслоение (рис. 2. а).

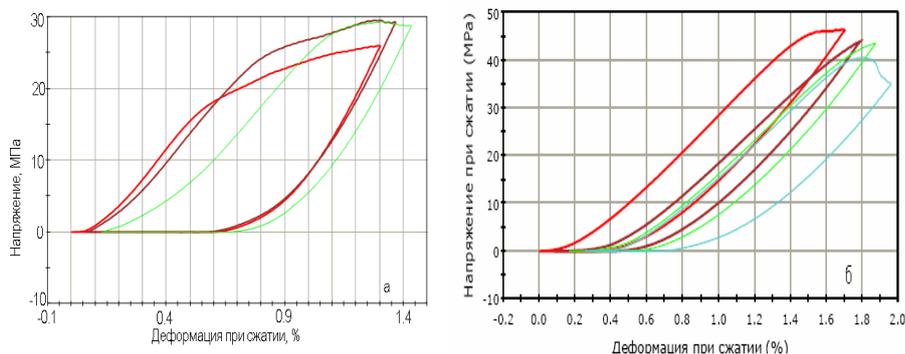


Рис. 1. Кривые циклического нагружения, а- пористость 47%, б-38%

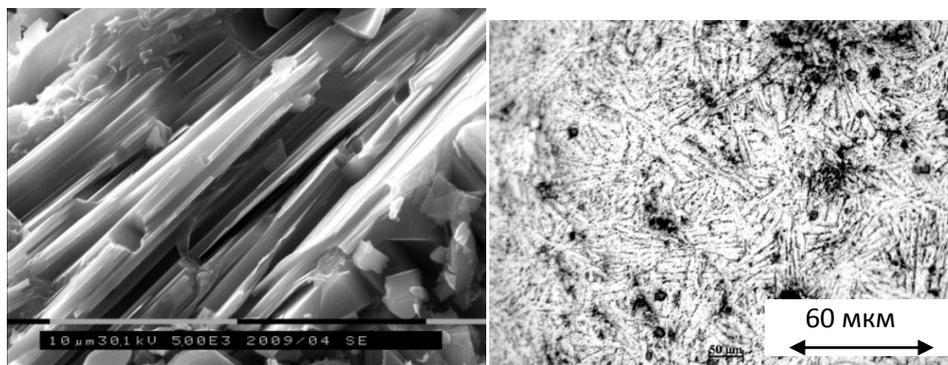


Рис.2. Микроструктура СВС - продуктов системы $3Ti - 1,2Si - 2C$.

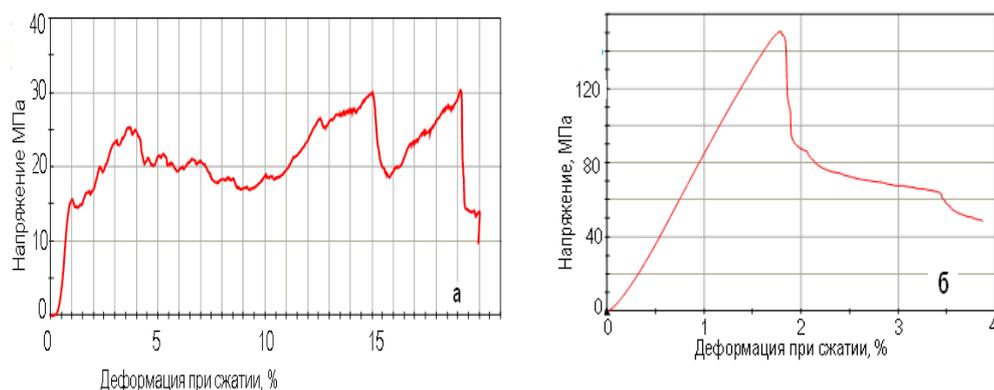


Рис. 3. Кривые деформация - напряжение сжатия СВС - образцов (а) и образцов, спеченных из СВС - порошков при 1673 К (б).

Спеченные образцы ведут себя как типичный керамический материал (рис. 3 б). Образцы разрушаются хрупко в результате зарождения и распространения магистральных трещин. Пористость СВС – образцов составляет 40-50%, а пористость спеченных - 5-10%. Уменьшение пористости ведет к существенному увеличению прочности и к снижению пластичности. Относительная деформация до разрушения СВС – образцов составляет 19–20 %, а спеченных – 3-4%, прочность 30-35 и 140-160 МПа соответственно.

Проведенные исследования показывают, что композиционный материал $Ti_3SiC_2-15\%TiC$ по механическим свойствам не уступает однофазному карбосилициду. По величине неупругой деформации материал сопоставим с костной тканью, что открывает возможности использования его в качестве имплантатов.

ЭТАПЫ ФОРМИРОВАНИЯ МИКРОСТРУКТУР В ПОЛЕ ЛИКВИДУСА CaO СИСТЕМЫ $CaO-Al_2O_3-SiO_2$

Луцык В.И., Зеленая А.Э.

Россия, Бурятский научный центр СО РАН, Отдел физических проблем, vluts@pres.bscnet.ru

STAGES OF MICROSTRUCTURES FORMING IN THE LIQUIDUS CaO FIELD OF SYSTEM $CaO-Al_2O_3-SiO_2$

Lutsyk V.I., Zelenaya A.E.

The phases trajectories in field of liquidus CaO are considered based on the computer model of system $CaO-Al_2O_3-SiO_2$. The crystallization stages for given compositions are analyzed on the material balance diagrams.

Компьютерные модели Т-х-у диаграмм позволяют по данным о строении границ двухфазных областей воссоздать всю конструкцию диаграммы, включая линейчатые поверхности, горизонтальные плоскости невариантных четырехфазных реакций, триангуляционные плоскости (при отсутствии твердофазной растворимости) и проанализировать материальные балансы для любого состава и при любой температуре [1]. Такая модель воспроизводит этапы кристаллизации в любой части системы, имеющей практическое значение для совершенствования технологий получения соответствующих материалов.

Так, в системе $CaO-Al_2O_3-SiO_2$ выделено 117 двумерных концентрационных полей, а также 163 одномерных и 45 нульмерных полей на их границах, различающиеся схемами кристаллизации. В связи со сложным строением этой системы обычно анализируют ограниченное число путей кристаллизаций [2], тогда как использование модели дает возможность рассмотреть траектории фаз

для любых составов. Ограничимся траекториями фаз в поле ликвидуса CaO (CaOр₁Q₁р₄), которое делится на 12 двух-, 20 одно- и 7 нульмерных полей (рис. а, табл.).

Центр масс G₁, принадлежащий двухмерному полю 1-2-R₆ в треугольнике R₁-R₂-R₆ (рис. а), пересекает фазовые области L+CaO, L+CaO+R₆, L+R₁+R₆, R₁+R₂+R₆, две плоскости четырехфазной перегруппировки фаз (при температурах инвариантных точек Q₁ и Q₂), и характеризуется следующей последовательностью фазовых превращений: L→CaO, L+CaO→R₆, L^{Q₁}+CaO→R₁^{Q₁}+R₆^{Q₁}, L→R₁+R₆, L^{Q₂}+R₁→R₂^{Q₂}+R₆^{Q₂}. При прохождении области L+CaO состав расплава изменяется по продолжению прямой CaO-G до линии ликвидуса р₄Q₁. Далее G₁ попадает в область L+CaO+R₆ и состав расплава перемещается по линии р₄Q₁ до точки Q₁, а при пересечении L+R₁+R₆ – по линии Q₁Q₂. Реакция L^{Q₂}+R₁→R₂^{Q₂}+R₆^{Q₂} заканчивается на субсолидусном симплексе R₁R₂R₆ плоскости R₁R₂Q₂R₆ с недостатком расплава.

Этапы кристаллизации подтверждаются диаграммами материального баланса (рис. б), на которых для удобства анализа инвариантных перегруппировок масс выделены прямоугольники при постоянных температурах 1470° и 1455°. Центр масс G₁ пересекает поверхность ликвидуса S₁ (CaOр₄Q₁р₄) при 1603° и попадает в область L+CaO, где происходит уменьшение доли фазы L и нарастание доли CaO. При 1501.5° точка G₁ достигает линейчатой поверхности S^r_{р₄-CaO} (CaOр₄р₄Q₁CaOQ₁) и переходит в область L+CaO+R₁, где происходит перитектическая реакция с увеличением доли фазы R₆ и уменьшение долей фаз L и CaO. При пересечении горизонтальной плоскости H_{Q₁} (1470°) G₁ попадает в область L+R₁+R₆, где происходит нарастание фаз R₁ и R₆, и уменьшение доли L. При достижении плоскости H_{Q₂} при 1455° фаза L исчезает и ниже этой температуры состав попадает в область R₁+R₂+R₆.

Состав G₂ в соседнем поле R₆-2-Q₁ (треугольник R₂R₆R₇) пересекает пять фазовых областей (рис. в). Начало кристаллизации повторяет схему для G₁. А при прохождении составом трехфазных областей L+CaO+R₆, L+R₁+R₆ и L+R₂+R₆ состав расплава изменяется вдоль линий ликвидуса р₄Q₁, Q₁Q₂ и Q₂Q₃ до точки Q₃. Вся схема состоит из 7 реакций: L→CaO, L+CaO→R₆, L^{Q₁}+CaO→R₁^{Q₁}+R₆^{Q₁}, L→R₁+R₆, L^{Q₂}+R₁→R₂^{Q₂}+R₆^{Q₂}, L→R₂+R₆, L^{Q₃}+R₆→R₂^{Q₃}+R₇^{Q₃} (рис. г).

Таблица

Схемы кристаллизации и элементы микроструктуры

Поле	Пересекаемые фазовые области	Схема кристаллизации*	Поле	Пересекаемые фазовые области	Схема кристаллизации*
CaO-R ₁ -1	L+CaO, L+CaO+R ₁ , CaO+R ₁ +R ₆	L ¹ →CaO ¹ , L ^p +CaO ¹ →R ₁ ^p , L ^{Q₁} +CaO→R ₁ ^{Q₁} +R ₆ ^{Q₁}	R ₆ -1-2	L+CaO, L+CaO+R ₆ , L+R ₁ +R ₆ , R ₁ +R ₂ +R ₆	L ¹ →CaO ¹ , L ^p +CaO ¹ →R ₆ ^p , L ^{Q₁} +CaO→R ₁ ^{Q₁} +R ₆ ^{Q₁} , L ^{em} →R ₁ ^{em} +R ₆ ^{em} , L ^{Q₂} +R ₁ →R ₂ ^{Q₂} +R ₆ ^{Q₂}
CaO-R ₆ -1	L+CaO, L+CaO+R ₆ , CaO+R ₁ +R ₆	L ¹ →CaO ¹ , L ^p +CaO ¹ →R ₆ ^p , L ^{Q₁} +CaO→R ₁ ^{Q₁} +R ₆ ^{Q₁}	Q ₁ -2-5	L+CaO, L+CaO+R ₁ , L+R ₁ +R ₆ , L+R ₂ +R ₆ , R ₂ +R ₆ +R ₇	L ¹ →CaO ¹ , L ^p +CaO ¹ →R ₁ ^p , L ^{Q₁} +CaO→R ₁ ^{Q₁} +R ₆ ^{Q₁} , L ^{em} →R ₁ ^{em} +R ₆ ^{em} , L ^{Q₂} +R ₁ →R ₂ ^{Q₂} +R ₆ ^{Q₂} , L ^e →R ₂ ^e +R ₆ ^e , L ^{Q₃} +R ₆ →R ₂ ^{Q₃} +R ₇ ^{Q₃}
R ₁ -1-2-5	L+CaO, L+CaO+R ₁ , L+R ₁ +R ₆ , R ₁ +R ₂ +R ₆	L ¹ →CaO ¹ , L ^p +CaO ¹ →R ₁ ^p , L ^{Q₁} +CaO→R ₁ ^{Q₁} +R ₆ ^{Q₁} , L ^{em} →R ₁ ^{em} +R ₆ ^{em} , L ^{Q₂} +R ₁ →R ₂ ^{Q₂} +R ₆ ^{Q₂}	Q ₁ -R ₆ -2	L+CaO, L+CaO+R ₆ , L+R ₁ +R ₆ , L+R ₂ +R ₆ , R ₂ +R ₆ +R ₇	L ¹ →CaO ¹ , L ^p +CaO ¹ →R ₆ ^p , L ^{Q₁} +CaO→R ₁ ^{Q₁} +R ₆ ^{Q₁} , L ^{em} →R ₁ ^{em} +R ₆ ^{em} , L ^{Q₂} +R ₁ →R ₂ ^{Q₂} +R ₆ ^{Q₂} , L ^e →R ₂ ^e +R ₆ ^e , L ^{Q₃} +R ₆ →R ₂ ^{Q₃} +R ₇ ^{Q₃}

* типы реакций: 1 - первичная; p, e – моновариантные перитектическая и эвтектическая; Q₁, Q₂, Q₃ – инвариантные квазиперитектические; em – эвтектическая постперитектическая; E – инвариантная эвтектическая.

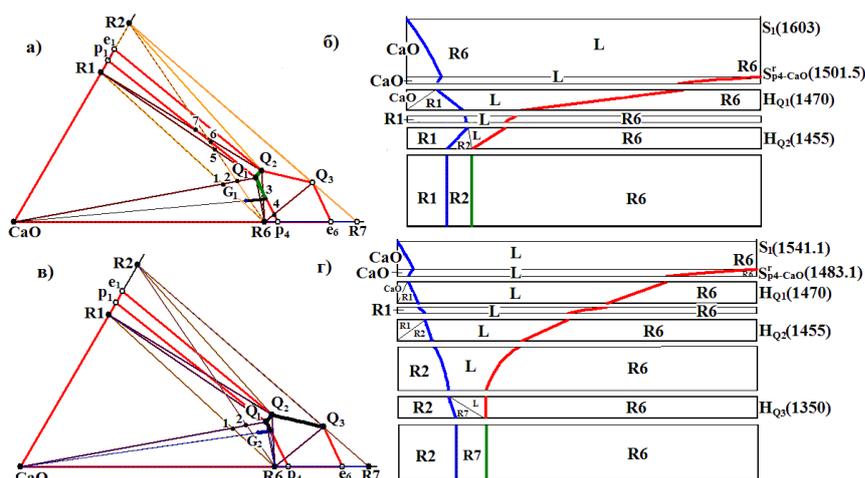


Рис. Пути кристаллизации и диаграммы материального баланса для расплавов G_1 (а-б) и G_1 (в-г) системы $\text{CaO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$

Схема кристаллизации любого центра масс, принадлежащего одномерному полю R_6-2 на границе двумерных полей $1-2-R_6$ и R_6-2-Q_1 , совпадает с последовательностью реакций для поля $1-2-R_6$ за исключением четырехфазной реакции при Q_2 на комплексе $R_1R_2Q_2R_6$. У некоторых одномерных концентрационных полей набор элементов микроструктуры может совпадать с аналогичными характеристиками примыкающего двумерного поля [3].

Список литературы:

1. Lutsyk V.I., Zelenaya A.E., Zyryanov A.M. Specific Features of the Crystallization of Melts in Systems with a Transition from Syntectic Equilibrium to Monotectic Equilibrium// Crystallography Reports. 2009. v.54, №7. P. 1300–1307.
2. Физическая химия силикатов / Под. ред. А.А. Пашенко. Киев: Вища школа. 1977. 384 с.
3. Палатник Л.С., Ландау А.И. Фазовые равновесия в многокомпонентных системах. Изд-во Харьковск. ун-та. 1961. 405 с.

ФАЗОПЕРЕХОДНЫЙ МАТЕРИАЛ НА ОСНОВЕ ФТОРИДА ЛИТИЯ, МЕТАВАНАДАТА И МОЛИБДАТА КАЛИЯ

Малышева Е.И., Гаркушин И.К., Губанова Т.В.

Россия, ГОУ ВПО «Самарский государственный технический университет»
mallena_05@mail.ru, baschem@samgtu.ru

PHASE-CHANGE MATERIAL BASED ON LITHIUM FLUORIDE, POTASSIUM MOLYBDATE AND METAVANADATE

Malysheva E.I., Garkushin I.K., Gubanova T.V.

Russia, «Samara State Technical University»

By method of the differential thermal analysis phase balance in $\text{LiF}-\text{KVO}_3-\text{K}_2\text{MoO}_4$ three-componental stable triangle system are studied. Krystallisation fields of phases are differentiated, phase reactions for each element of the conditionnigramme are described. The structure, melting temperature and enthalpy of quasiternary eutectic are defined.

Изучение реакций взаимного обмена и фазовых равновесных состояний в многокомпонентных системах являются важными задачами физико-химического анализа, решение которых дает возможность осуществить такие технологические задачи как разработка теплоаккумулирующих фазопереходных материалов, расплавляемых электролитов химических источников тока.

Стабильный треугольник LiF-KVO₃-K₂MoO₄ четырехкомпонентной взаимной системы Li, K// F, VO₃, MoO₄ исследован с целью выявления характеристик низкоплавких составов, а также для описания фазовых равновесий. Система исследована методом дифференциального термического анализа (ДТА) в интервале температур 350...900 °С. Скорость охлаждения образцов составляла 12...15 К/мин, масса навесок - 0,3 г. Данные по двухкомпонентным системам, являющихся граничными элементами трехкомпонентной системы, исследованы ранее в [1, 2]. Проекция фазового комплекса на треугольник составов представлена на рис. 1.

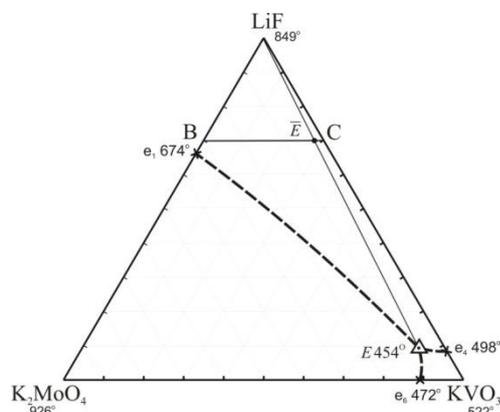


Рис. 1. Проекция фазового комплекса на треугольник составов сечения LiF-KVO₃-K₂MoO₄

Для экспериментального изучения методом ДТА в системе выбран и исследован политермический разрез BC (B – 70% LiF + 30% K₂MoO₄; C - 30% LiF + 70% KVO₃), по которому определены состав и температура и удельная энтальпия плавления тройной эвтектики, выявлены характеристики фазовых равновесий и разграничены поля кристаллизации фаз. Соотношение компонентов в эвтектическом составе трехкомпонентной системы LiF-KVO₃-K₂MoO₄: LiF – 10%, KVO₃ – 82,5%, K₂MoO₄ – 7,5%. Температура и энтальпия плавления при этом составляют 454°С и 190 кДж/кг соответственно, что делает возможным использование его как теплоаккумулирующей смеси.

Для определения удельной энтальпии плавления образца эвтектического состава методом количественного ДТА использовали установку ДТА с подводом термопар к поверхности дна тигля. Ограничение площади пиков на кривых ДТА проводили в соответствии с рекомендациями Международного комитета по стандартизации в термическом анализе [3]. Удельную энтальпию плавления образца рассчитывали по формуле, приведенной в [1].

Фазовые реакции в эвтектике для моновариантных кривых и дивариантных поверхностей системы приведены в таблице 1. Таблица 1. Характеристики фазовых равновесий в квазитройной системе

Элемент диаграммы	Характер равновесия	Фазовые равновесия
E	Нонвариантное	ж ⇌ LiF+KVO ₃ +K ₂ MoO ₄
e ₁ E	Моновариантное	ж ⇌ LiF+K ₂ MoO ₄
e ₄ E	Моновариантное	ж ⇌ LiF+KVO ₃
e ₆ E	Моновариантное	ж ⇌ K ₂ MoO ₄ +KVO ₃
e ₁ Ee ₄ e ₁	Дивариантное	ж ⇌ LiF
e ₁ Ee ₆ e ₁	Дивариантное	ж ⇌ K ₂ MoO ₄
e ₄ Ee ₆ e ₄	Дивариантное	ж ⇌ KVO ₃

Список литературы

1. Гаркушин И.К., Губанова Т.В., Петров А.С., Анипченко Б.В. Фазовые равновесия в системах с участием метаванадатов некоторых щелочных металлов. М.: «Машиностроение-1», 2005, 118 с.
2. Малышева Е.И., Гаркушин И.К., Губанова Т.В., Фролов И.К. Трехкомпонентная взаимная система Li,K||F,MoO₄. «Башкирский химический журнал». 2010. Т.17. №4. С.57-60.
3. Егунов В.П. Введение в термический анализ. Самара, 1996. – 270 с.

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОГО ГИДРОСТАТИЧЕСКОГО ДАВЛЕНИЯ НА ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ХАЛЬКОГЕНИДНЫХ СТЕКОЛ

Микайло О.А.¹, Гуранич О.Г.², Рубиш В.В.², Гуранич П.П.¹, Штец П.П.², Рубиш В.М.²

¹Украина, Ужгородский национальный университет

²Украина, Ужгородский научно-технологический центр ИПРИ НАН Украины center.uzh@gmail.com

EFFECT OF HIGH HYDROSTATIC PRESSURE ON THE OPTICAL PROPERTIES OF CHALCOGENIDE GLASSES

Mykaylo O.A., Guranich O.G., Rubish V.V., Guranich P.P., Shtets P.P., Rubish V.M

Fundamental absorption edge of chalcogenide glasses based on antimony and arsenium has Urbach's form and is conditioned by the presence of different types of disordering (temperature, composition, structural and topological). With temperature and hydrostatic pressure (up to 350 MPa) rising, the absorption edge is shifting into the longwave region, which indicates a decrease in the forbidden gap width. Diminishing of E_g^* with pressure is brought about by decreasing of interatomic distances and, consequently, by increasing the overlap of wave functions of valence electrons. The dominating role of electron-phonon interaction in formation of the absorption edge of glasses has been shown. Temperature and pressure coefficients $(\partial E_g^*/\partial p)_T$ are larger in glasses with higher concentration of Se. A break on the pressure dependences E_g^* of unannealed glasses is caused by exclusion of influence of fluctuation free volume on their structural ordering.

Данное сообщение посвящено влиянию условий получения, внешних факторов (температура, давление) на оптические свойства халькогенидных стекол на основе мышьяка и сурьмы.

Для всех исследованных стекол спектральные зависимости коэффициента поглощения описываются правилом Урбаха

$$\alpha(h\nu) = \alpha_g \exp\left[(h\nu - E_g^\alpha)/W\right],$$

где W – энергетическая ширина края поглощения, E_g^α – энергетическое положение урбаховского края поглощения на уровне поглощения α . Величина E_g^* при $\alpha=10^3 \text{ см}^{-1}$ – ширина псевдозапрещенной зоны стекол. Установлено, что край поглощения обусловлен наличием различных типов разупорядочения (температурного, композиционного, структурно-топологического).

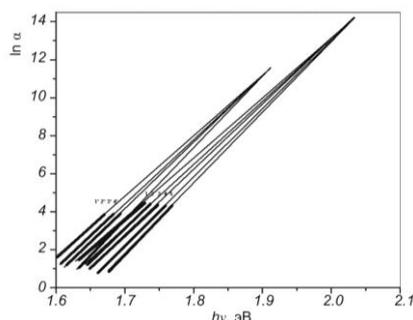


Рис.1. Спектральные зависимости $\ln \alpha$ для стекловидного Se ($T_h=770 \text{ К}$, $Q_c=0,03 \text{ К/с}$) при $p=0,1 \text{ Мпа}$ (1-5) и $p=300 \text{ Мпа}$ (1'-4'). Т, К: 1, 1' – 293; 2, 2' – 283; 3, 3' – 273; 4, 4' – 258; 5 – 255

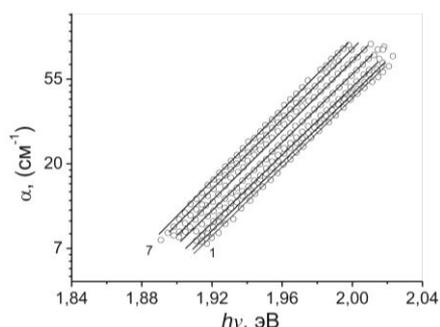


Рис.2. Спектральные зависимости коэффициента поглощения стекла $As_{40}S_{50}Se_{10}$ при $T = 293$ К и различных значениях гидростатического давления P , МПа: 1 – 0,1; 2 – 70; 3 – 90; 4 – 150; 5 – 250; 6 – 290; 7 – 350

Определенные при $P=0,1$ МПа значения E_g^* стеклообразного селена, полученного при различных T_h (температура гомогенизации расплава) и Q (скорость охлаждения расплава) ($T_h=620$ и 770 К; $Q=0.03, 0.3$ и 5 К/с) находятся в пределах $1.68-1.82$ эВ и при возрастании T_h и Q уменьшаются. Увеличение содержания Sb в стеклах Sb_xSe_{100-x} ($0 \leq x \leq 25$) сопровождается сдвигом края поглощения в область меньших энергий и увеличением его наклона, свидетельствуя об упорядочении структурной сетки стекла при переходе от Se к Sb_2Se_3 .

В системах $As_2S_3-GeS_2$, $Sb_2S_3-GeS_2$ и $Sb_2Se_3-GeSe_2$ с ростом содержания дисульфида и диселенида германия в составе стекол край поглощения сдвигается в коротковолновую область, отображая увеличение ширины псевдозапрещенной зоны. Уменьшение параметра $\Gamma=1/W$, который может служить мерой степени разупорядочения структуры (например, в системе Ge-Sb-S от 18 эВ^{-1} для Sb_2S_3 до 13 эВ^{-1} для GeS_2), свидетельствует об возрастании упорядоченности структурной сетки стекол при переходе от $As(Sb)_2S(Se)_3$ к $GeS(Se)_2$. В системе As-S-Se при увеличении содержания Se в составе стекол край поглощения сдвигается в длинноволновую область (E_g^* уменьшается от 2.34 эВ для $As_{40}S_{60}$ до 1.77 эВ для $As_{40}Se_{60}$). Величина наклона края поглощения при этом почти не изменяется. Это означает, что тип структурной матрицы при изменении состава стекол $As_{40}S_{60-x}Se_x$ остается практически неизменным.

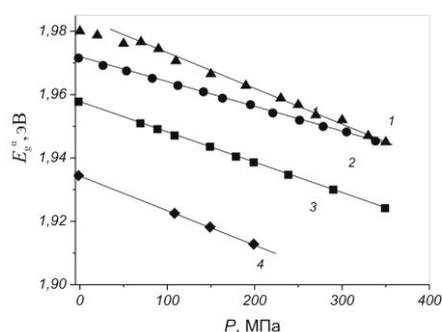


Рис.3. Барические зависимости E_g^α ($\alpha=23 \text{ см}^{-1}$) стекол $As_{40}S_{60-x}Se_x$, 1, 2, 3 – $As_{40}S_{50}Se_{10}$ (1 – свежеприготовленного, 2 – после снятия давления 350 МПа, 3 – отожженного при T_g-20 К); 4 – $As_{40}S_{45}Se_{15}$ (отожженного)

При увеличении температуры и гидростатического давления ($P=0.1-400$ МПа) E_g^* и E_g^α ($\alpha=23 \text{ см}^{-1}$) уменьшаются (рис.1, 2), причем как температурный ($\partial E_g^\alpha / \partial T$)_{300 К}, так и барический ($\partial E_g^* / \partial P$)_T коэффициенты больше в стеклах с большим содержанием Se (например, для стекол $As_{40}S_{50}Se_{10}$ и $As_{40}S_{45}Se_{15}$ эти коэффициенты составляют $-1.16 \cdot 10^{-3}$ эВ, $-1.49 \cdot 10^{-3}$ эВ/К и -0.095 эВ/ГПа, -0.108 эВ/ГПа, соответственно). При этом барический сдвиг происходит без изменения наклона края поглощения (рис.2). Уменьшение E_g^* с давлением вызвано уменьшением межатомных расстояний и, как следствие, возрастанием перекрытия волновых функций валентных электронов.

Величина параметра W стекол возрастает как при увеличении концентрации Se, так и при увеличении температуры. Анализ полученных результатов показал, что температурные зависимости E_g^α и W удовлетворительно описываются в рамках модели Эйнштейна для системы

невзаимодействующих осцилляторов, а в формировании края поглощения преимущественная роль принадлежит электрон-фононному взаимодействию.

На изобсорбционных кривых ($E_g^a \sim f(P)$) некоторых стекол при определенных давлениях P_k выявлены изломы (рис.3). Величина P_k зависит от химического состава и условий получения (T_h, Q) (например, для Se, полученного при различных T_h и Q величина P_k находится в пределах 230-250 МПа, для стекол Sb_xSe_{100-x} с $x=5-15$ величина P_k составляет $\sim 160-170$ МПа, а для неотожженного стекла $As_{40}S_{50}Se_{10} - \sim 70$ МПа).

В области критических давлений изменяется и коэффициент барического сдвига края поглощения (возрастает по абсолютной величине в 1.5-2.0 раза). Излом на зависимостях $E_g^a(T)$ и $E_g^*(T)$ неотожженных стекол обусловлен уменьшением влияния флуктуационного свободного объема на их структурное упорядочение.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОЙ ПРЕДЫСТОРИИ НА ПРОЦЕССЫ ФАЗООБРАЗОВАНИЯ И ЯВЛЕНИЕ САМОРАЗРУШЕНИЯ КЕРАМИК ТВЁРДЫХ РАСТВОРОВ $BiFeO_3 - PbTiO_3$ В ОБЛАСТИ МОРФОТРОПНОГО ФАЗОВОГО ПЕРЕХОДА.

Миллер А.И., Шилкина Л.А., Вербенко И.А., Резниченко Л.А.

Российская Федерация.. Научно-исследовательский институт физики Южного федерального университета. llich001@yandex.ru.

FLASHBACK EFFECT OF THERMODYNAMIC PROCESSES IN PHASE FORMATION AND THE PHENOMENON of self-destruction Ceramic Solid Solutions $BiFeO_3 - PbTiO_3$ in the morphotropic phase transition.

Miller A.I., Shilkina L.A., Verbenko I.A., Reznichenko L.A.

Широкому практическому использованию материалов на основе известных в настоящее время мультиферроиков, таких как $BiFeO_3$, препятствует низкий уровень магнитоэлектрических взаимодействий, обусловленный, с одной стороны, особенностями магнитной и кристаллических структур, с другой, - большой разницей между температурами магнитных и сегнетоэлектрического фазовых переходов (ФП) [1]. Одним из методов, позволяющих добиться сближения температур переходов, а, следовательно, и усиления магнитоэлектрических взаимодействий, расширяющим возможности параметрического дизайна и улучшающим технологичность твёрдых растворов (ТР) является метод атомарного конструирования бинарных и многокомпонентных систем твёрдых растворов (ТР) на основе феррита висмута ($BiFeO_3$). Преимущества последних [2] во многом связаны с возникновением в них морфотропных областей – МО (особых частей фазовой диаграммы температура (Т) – состав (х), в которых сосуществуют разносимметричные фазы). Однако, при ФП в МО, разделяющих существенно различающиеся по параметрам сегнетоэлектрические фазы, возникают механические напряжения, в существенной степени влияющие на формирование электрофизических свойств, а, в ряде случаев [3], приводящие к механическому разрушению объектов. Настоящая работа посвящена изучению влияния технологических факторов, прежде всего, температуры спекания ($T_{сп}$), на процессы фазообразования в ТР системы $BiFeO_3 - PbTiO_3$, и связанные с ними явления саморазрушения керамик.

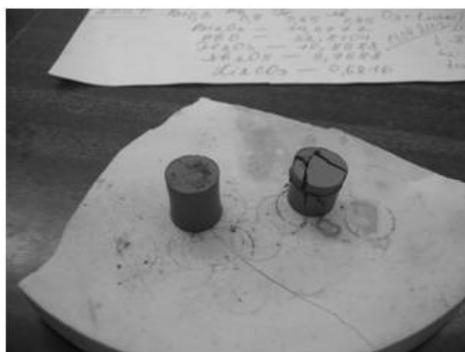


Рис. Керамические образцы состава с $x = 0,35$ спечённые при $T_{\text{сп}} = 910^{\circ}\text{C}$ (слева) и 1020°C (справа).

Объектами исследования стали феррит висмута и ТР бинарной системы состава $(1-x)\text{BiFeO}_3 - x\text{PbTiO}_3$ (где $x = 0,00 \div 1,00$, $\Delta x = 0.05$). ТР синтезированы методом твердофазных реакций из оксидов Bi_2O_3 , Fe_2O_3 марки ч.д.а. обжигом в две стадии с промежуточным помолом при температурах $T_1 = 800^{\circ}\text{C}$, $T_2 = 850^{\circ}\text{C}$ и временах выдержки $\tau_1 = \tau_2 = 10$ ч. Все объекты спекались по обычной керамической технологии при $T_{\text{сп}} = (880 \div 1020)^{\circ}\text{C}$, в зависимости от состава, $\tau_{\text{сп}} = 2.5$ ч. Для спекания использовали заготовки двух типо-размеров: диски ($10 \text{ мм} \times 1 \text{ мм}$) и столбики ($12 \text{ мм} \times 10 \text{ мм}$).

На рисунке показаны керамические образцы состава с $x = 0,35$, спечённые при $T_{\text{сп}} = 910^{\circ}\text{C}$ (слева) и 1020°C (справа). Видно, что образец справа отличается наличием глубоких трещин (радиальных и периметрических), нарушающих целостность изделия и, как следствие, исключающих возможность дальнейшей механической обработки заготовок. Образец слева, напротив, лишён каких-либо видимых макродефектов. Для определения причины наблюдаемого явления проведём анализ результатов рентгенографических исследований керамик, спечённых при различных температурах $T_{\text{сп}} = (900 \div 1020)^{\circ}\text{C}$, представленных в таблице.

Результаты рентгенографических исследований керамик состава $\text{Bi}_{0,65}\text{Pb}_{0,35}\text{Fe}_{0,65}\text{Ti}_{0,35}\text{O}_3$, спечённых при $(880 \div 1010)^{\circ}\text{C}$.

$t_{\text{сп}}, ^{\circ}\text{C}$ (2.5 ч.)	$\rho_{\text{эксп}},$ г/см ³	I/I_1		$a_1, \text{ \AA}$	$c_1, \text{ \AA}$	c/a	$V_1, \text{ \AA}^3$	$\tilde{a}_{\text{вн}}, \text{ \AA}$ (Pэ)
		T	Pэ					
880	5.70	48	100	3.862	4.376	1.133	65.28	3.967
910	6.07	60	100	3.862	4.376	1.133	65.29	3.968
940	6.88	100	36	3.831	4.471	1.167	65.62	3.970
970	7.32	100	15	3.829	4.490	1.173	65.83	
1000	7.37	100	11	3.826	4.497	1.175	65.83	
1010	7.24	100	13	3.834	4.465	1.164	65.66	
1010(столбик)	7.24	100	следы	3.822	4.504	1.178	65.80	
1020		100	следы	3.823	4.502	1.177	65.81	
$t_2 = 850^{\circ}\text{C}, 10$ ч.*		75	100	3.843	4.460	1.160	65.88	3.967

$\rho_{\text{эксп}}$ – экспериментальная плотность; a_1, c_1 – линейные параметры тетрагональной элементарной ячейки; V_1 – объём элементарной тетрагональной ячейки; $\tilde{a}_{\text{вн}}$ – линейный параметр ромбоэдрической элементарной ячейки; I/I_1 – отношение интенсивности наиболее яркой линии указанной фазы к наиболее яркой линии рентгеновского спектра; Pэ – ромбоэдрическая фаза, T – тетрагональная фаза. Все керамики, за исключением отмеченного в таблице случая, спечены в виде дисков. * - Для сравнения приведены параметры синтезированного порошка.

Анализ приведенных в таблице данных позволяет сделать вывод о критической взаимосвязи фазового состава керамик, температуры спекания и «объема» спекаемого образца. Видно, что увеличение температуры спекания приводит к росту содержания тетрагональной фазы, характерной для титаната свинца, с отношением c/a , значительно превосходящим его значение у PbTiO_3 (1.063)

[3]. Также заметно, что спекание дисков (малого объема) дает отношение c/a меньше, чем спекание столбика (большого объема), что может быть связано с большей потерей Pb в диске, вследствие его летучести, по сравнению со столбиком. Значительное увеличение c/a приводит к возникновению деформаций на уровне элементарных ячеек, росту напряжений на границах и внутри кристаллитов и, как результат, саморазрушению керамики, аналогичному описанному нами в [4].

В докладе обсуждаются пути исключения подобных явлений и перспективы разработки многофункциональных материалов на основе указанных композиций.

Список литературы.

1. Попов Ю.И., Звездин А.К., Воробьев Г.П., Кадомцева А.М., Мурашев В.А., Раков Д.Н. Линейный магнитоэлектрический эффект и фазовые переходы в феррите висмута BiFeO_3 // Письма в ЖЭТФ., Т.57, №1, С. 65-68, (1993)
2. Фесенко Е.Г. Новые пьезокерамические материалы. / Е.Г. Фесенко, А.Я. Данцигер, О.Н. Разумовская // Ростов-на-Дону: Изд-во РГУ. 1983. - 160 с.
3. Титов С.В., Шилкина Л.А., Разумовская О.Н., Резниченко Л.А., Власенко В.Г., Шуваев А.Т., Дудкина С.И., Клевцов А.Н. Влияние кристаллохимических особенностей на электрические свойства титаната свинца.// Неорганические материалы. 2001. Т.37. №7. С. 840-856.
4. Бондаренко Е.И., Комаров В.Д., Резниченко Л.А., Чернышков В.А. Саморазрушение сегнетокерамики. // ЖТФ. 1988. Т.58. №9. С. 1771-1774.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ КЕРАМОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ, АРМИРОВАННЫХ УГЛЕРОДНЫМИ ВОЛОКНАМИ

Михайловский К.В.

Россия, МГТУ им. Н.Э. Баумана, konst_mi@mail.ru

RESEARCH DEFORMATION AND FRACTURE OF CARBON-CERAMIC COMPOSITE MATERIAL

Mikhailovskiy C.V.

Abstract: Structures modeling of CCCM (carbon-ceramic composite material), like wing leading edge and nose, for reusable space vehicle (RSV) present difficult challenge for evaluation mode of deformation. A variety of failure mechanisms of CCCM commonly associated with non ductile behavior, depending on the type of loading, is active in composite crushing, including matrix and fiber failure mechanisms. Need to consider the effects of hierarchical microstructure and fiber tow architecture to determine the mode of deformation of wing leading edge of CCCM. Mode of deformation with possible fractures under loading is modeled using finite element method. In this article estimates the role of microstructure modeling in composite fracture analysis.

В настоящее время в ракетно-космической технике востребованы композиционные материалы (КМ), способные работать в широком интервале температур и давлений без изменения формы и размеров, потери теплозащитных характеристик. Производство таких КМ необходимо в связи с созданием нового поколения пилотируемых и беспилотных многоразовых космических аппаратов (МКА), совершающих полет с высокими скоростями в атмосфере. Магистральное решение вопросов тепловой защиты МКА состоит в использовании так называемых «горячих» конструкций, которые сочетают в себе силовые и теплозащитные функции благодаря интеграции углерод-керамических КМ (УККМ) с легкими керамическими теплоизоляторами. По этой схеме из УККМ выполнены опытные конструкции носовых обтекателей, передних кромок крыльев, панелей корпуса и управляющих поверхностей МКА «Нермес» (ESA), X-38 (США) и «Норрег» (EADS Company).

В УККМ керамическая матрица обладает высокой термостойкостью, а углеродный каркас обеспечивает необходимую прочность и жесткость. Основные преимущества УККМ – высокая

термостойкость, сравнительно малая плотность, высокие прочностные и жесткостные свойства, низкий коэффициент линейного термического расширения (КЛТР), стойкость к окислению.

Необходимые качества конструкции из УККМ формируются в процессе ее производства. Для управления качеством конструкций из УККМ необходимо анализировать технологические особенности их получения, прогнозировать закономерности формирования матричного материала в поровом пространстве углерод-углеродных заготовок, связывая это с причинами образования различного рода дефектов и их эволюцией не только на стадиях производства УККМ, но и в процессе эксплуатации.

Одной из первоочередных задач при проектировании и производстве конструкций ракетно-космической техники из УККМ является оптимальный выбор схемы армирования, типа матрицы и технологической схемы производства в зависимости от вида и характера воздействия эксплуатационных нагрузок. Очевидно, что такой выбор должен иметь строгую физическую и математическую основу.

Хорошо известно, что УККМ относятся к существенно анизотропным материалам со сложной внутренней структурой армирования. Поэтому в рамках классической механики композитных сред и механики сплошной среды затруднительно описать НДС реального объекта, например, носового обтекателя или кромки крыла МКА из УККМ с учетом фактической структуры, наличия в ней дефектов, возникающих на стадии производства и при эксплуатации. Зачастую эту проблему решают, основываясь на результатах сложных и дорогостоящих натурных испытаний и экспериментов на образцах-свидетелях с использованием математических моделей механики композитных сред и полуэмпирических зависимостей. Данный подход позволяет с достаточной точностью оценивать НДС и, как следствие, работоспособность конструкций из КМ, но он трудно применим для выявления степени влияния дефектов различных структурных уровней на изменение и деградацию механических и теплофизических свойств КМ в процессе эксплуатации. А именно такое влияние представляет исключительный интерес на стадии прогнозирования работоспособности ответственных конструкций из УККМ.

Фундаментальное значение для оптимального проектирования многоцветных конструкций ракетно-космической техники из УККМ имеет многомасштабный подход к моделированию возникновения и развития дефектов структуры, возникающих на различных этапах жизненного цикла конструкций. В рамках этого подхода моделирование выполняется на макро, и микроуровне для анализа поведения УККМ и прогнозирования работоспособности конструкции.

В качестве примера реализации данного подхода в работе приведены результаты математического моделирования НДС для носового обтекателя МКА из УККМ. Исследования включали два этапа:

1) анализ НДС носового обтекателя на макроуровне, где определяются наиболее нагруженные области концентраций напряжений вследствие воздействия основных эксплуатационных нагрузок – скоростного напора, нестационарных тепловых нагрузок, вибрационных, а УККМ моделируется без детализации реальной структуры;

2) анализ НДС представительного элемента объема носового обтекателя из УККМ на микроуровне с реальной геометрией структуры, на который действуют те максимальные нагрузки, которые были выявлены в результате расчета в областях концентраций напряжений на первом этапе, то есть моделирование выполняется для областей возможного образования микротрещин и первичного разрушения.

При численном моделировании объекта и представительного элемента объема вводится ряд допущений: 1) влияние дефектов наноразмерного уровня в исходной структуре УККМ не учитывается; 2) микронапряжения в УККМ, вызванные технологией его производства, считаются пренебрежимо малыми; 3) расчет НДС осуществляется в рамках механики сплошной среды, и, в частности, механики композитных сред; 4) волокнистый тканый каркас рассматривается как упругое анизотропное тело, карбидокремниевая матрица – как хрупкое изотропное тело; 5) появление микротрещин в волокнистом тканом каркасе моделируется по полиномиальной модели, а в матрице по модели Джонсона–Холмквиста.

Проведенный численный анализ представительного элемента объема УККМ с реальной геометрией, позволил: оценить роль и характер распределения напряжений в материале под действием эксплуатационных нагрузок; выявить локальные концентрации напряжений; определить

напряжения в материале, вызванные разными величинами КЛТР наполнителя и матрицы; проанализировать поведение материала при воздействии нагрузок.

В процессе воздействия нестационарных тепловых потоков в представительном элементе объема УККМ возникают неоднородные температурные поля как по толщине, так и в плоскостях армирования из-за различных коэффициентов теплопроводности компонентов УККМ. Температурные перепады приводят из-за разности КЛТР волокна и матрицы к возникновению существенных термонапряжений около границы раздела «волокно–матрица».

Отличительной особенностью условий работы ракетно-космических конструкций является совместное действие тепловых и силовых нагрузок, вызывающих сложное НДС на макро- и микроуровнях. Деформации имеют ярко выраженный неоднородный характер, возникают области с большими деформациями растяжения, сжатия и сдвига. Неравномерное деформирование структуры становится причиной появления областей концентрации напряжений, значительных нормальных и касательных напряжений в жгуте между волокнами и около границ раздела.

Полученные расчетно-теоретические результаты свидетельствуют о неравномерном распределении деформаций и напряжений на микроуровне в носовом обтекатели МКА из УККМ при действии эксплуатационных нагрузок. Формируется сложное НДС, которое приводит к возникновению областей вероятного появления микротрещин и возможного разрушения: места переплетения (перегиба) жгутов; области вдоль границ раздела «волокно–матрица»; области в карбидокремниевой матрице.

Разработанный математико-алгоритмический аппарат для оценки закономерности зарождения и развития дефектов на макро и микроструктурных уровнях в конструкциях из УККМ, вызванных эксплуатационными нагрузками, позволяет значительно усовершенствовать конструкторские и технологические решения на стадии проектирования окончательного облика и, как следствие, повысить работоспособность.

Отдельные результаты настоящей работы получены при финансовой поддержке по грантам РФФИ № 08-08-01065а, № 09-08-00607а и по проекту № 2.1.2/5865 Аналитической ведомственной целевой программы Минобрнауки РФ «Развитие научного потенциала высшей школы (2010-2011 годы)».

ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННЫХ КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМОМАГНЕЗИАЛЬНОЙ ШПИНЕЛИ

Проценко О.В., Рысцов В.Н., Игнатьев. Д.Н.

Россия, ФГУП «НИИ НПО «ЛУЧ», E-mail: oprotsenko@rambler.ru

PHYSICAL-MECHANICAL PROPERTIES OF COMPOSITE CERAMIC MATERIALS ON THE BASE OF MAGNESIUM ALUMINATE SPINEL

Protsenko O.V., Rystsov V.N., Ignatiev D.N.

Abstract:The paper presents results of investigations into strength properties, micro structure, damageability, and a coefficient of thermal expansion (CTE) of composite ceramic materials on the base of magnesium aluminate spinel having excessive content of magnesium oxide from 20 to 50 mass %. The conclusion was drawn about an opportunity of applying the abovementioned compositions in the cases when it is required to increase the material CTE and also its strength properties.

Современной науке и технике требуются новые керамические материалы, которые характеризуются высокими температурами плавления, устойчивостью в химически агрессивных средах, высокими прочностными характеристиками. Для соответствия возрастающим требованиям часто недостаточно комплекса свойств, представляемых монофазными материалами. В этих условиях необходимо идти по пути сочетания свойств различных фаз, что приводит к необходимости создания композиционных материалов, обеспечивающих необходимые, а в некоторых случаях уникальные свойства.

Одним из наиболее важных для промышленности материалов является алюмомагнезиальная шпинель $MgAl_2O_4$ (АМШ), единственное стехиометрическое соединение в бинарной системе $Al_2O_3 - MgO$. Отсутствие легкоплавких эвтектик в этой системе обуславливает исключительное её значение для технологии огнеупоров и керамики. Плотная шпинель, обладающая большой механической прочностью и высокими значениями электрофизических свойств [1,2], хорошей коррозионной и радиационной стойкостью, весьма широко применяется в таких областях, как радиотехника, химическое производство, ядерная энергетика. По литературным данным [1,3], введение избытка MgO начиная с 15% оказывает положительное влияние на уплотнение материала при спекании и сопровождается повышением прочности при изгибе до 200 – 230 МПа.

Представляемая работа посвящена исследованию свойств композиций на основе АМШ с содержанием ультрадисперсного оксида магния от 20 до 50% мас. Исследованы прочностные свойства указанных композиций, спечённых при температурах от 1400 °С до 1750 °С, а также изменение их микроструктуры и повреждаемости. Также определены коэффициенты термического линейного расширения композиций, спечённых при 1750 °С.

Показано, что свойства композиций на основе алюмомагнезиальной шпинели, такие как равномерное распределение оксида магния и пористости, имеют в зависимости от температуры спекания максимум в диапазоне температур от 1500 до 1600°С. Ниже и выше этого температурного диапазона в композициях увеличивается пористость, понижается микротвёрдость.

Размер зерна всех композиций монотонно растёт с ростом температуры спекания от (1 - 3) мкм при 1400 °С до (5 - 9) мкм при 1600 - 1750°С.

Количество MgO в композициях существенно сказывается на прочностных характеристиках. Прочность на изгиб композиций в зависимости от температуры их спекания и состава имеет сложный характер. Прочность чистой $MgAl_2O_4$ растёт с увеличением температуры спекания от 160 МПа при 1500°С до 275 МПа при 1600°С и далее до температуры 1750 °С остаётся практически постоянной. Добавка 30% мас. MgO значительно повышает прочность (до 380 МПа) при температуре спекания 1550 °С. При увеличении температур спекания до 1600 – 1750 °С прочность снижается до 150 МПа. Значения прочности композиции с 40% мас. MgO имеют максимум в диапазоне температур от 1550 до 1650 °С и составляют более 330 МПа. Этому максимуму соответствует оптимальное структурное состояние материала, т. е. равномерное распределение оксида магния и пористости в структуре материала.

Увеличение содержания MgO до 50 % масс. снижает прочность композиций ниже уровня прочности чистой $MgAl_2O_4$ во всём диапазоне температур спекания.

Прочность всех исследованных составов композиций, спечённых при температурах выше 1700 °С не превышает 200 МПа.

Повреждаемость всех композиций при индентировании их алмазной пирамидой Виккерса при нагрузке $P = 2$ кг показывает, что с ростом температуры спекания происходит переход от разрушения материала путём образования медианных трещин к интенсивному разрушению по границам зёрен. Этот переход происходит при температуре близкой к 1600 °С и свидетельствует о низкой прочности границ зёрен материалов.

Добавление оксида магния к алюмомагнезиальной шпинели последовательно увеличивает КТР композиций. В композициях с содержанием 40 и 50% мас. MgO наблюдается резкое снижение значений КТР после соответственно 1300 °С и 1200 °С.

На основании полученных данных можно сделать вывод о возможности применения композиций на основе алюмомагнезиальной шпинели с содержанием оксида магния в случаях, когда необходимо повысить КТР материала и его прочностные свойства. Содержание добавки MgO в шпинели и режимы спекания материала необходимо выбирать исходя из заданных условий эксплуатации изделия и свойств сопрягаемых материалов.

Литература:

1. Черепанов А.М., Тресвятский С.Г. Высокоогнеупорные материалы и изделия из окислов. М., Металлургия, 1964. 400 с.
2. Балкевич В.Л. Техническая керамика. М., Стройиздат, 1968. 200 с.
3. Бакунов В.С., Балкевич В.Л., Власов А.С. и др. Керамика из высокоогнеупорных окислов. Под ред. Полубояринова Д.Н. и Попильского Р.Я. М., Металлургия, 1977. 304 с.

ТЕРМО- СВЕТО- И ТРИБОДЕСТРУКЦИЯ ПОЛИФТОРСОДЕРЖАЩИХ СЛОИСТО- ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Рахимова Н. А., Нистратов А. В., Кудашев С. В.

Россия, Волгоградский государственный технический университет, kudashev-sv@yandex.ru

THERMO-. LIGHT- AND TRIBES DESTRUCTION POLYFLUORINATED LAYERED POLYMERIC COMPOSITE MATERIALS

Rakhimova N.A., Nistratov A.V., and Kudashev S.V.

Одним из эффективных путей разработки новых типов материалов является создание полимерных нанокомпозитов, включающих неорганическую фазу, прикладной интерес использования которых состоит в улучшении физико-механических и эксплуатационных показателей [1]. Для создания полимерных нанокомпозитов на основе органоглин используют слоистые природные неорганические структуры, такие как Na⁺-монтмориллонит (Na⁺-ММТ). Размеры неорганических нанослоев составляют порядка несколько сотен нм в длину и 1 нм в ширину [1, 2]. Таким образом, соотношение линейных размеров частиц глин достаточно велико. Модифицированный Na⁺-ММТ, т. е. органоглина, лучше совмещается с полимерами, образуя наноструктурированные слоисто-полимерные нанокомпозиты [1-3]. В качестве модификаторов Na⁺-ММТ использовались полифторированные спирты (ПФС) типа H(CF₂CF₂)_nCH₂OH со степенью теломеризации n=2-5 [1-4].

Структурные характеристики образцов органофильных форм Na⁺-ММТ и наполненных ими полимеров оценивали методами порошковой дифрактометрии (в геометриях Брэгга-Брентано «на отражение» и Дебая-Шеррера «на пропускание»), рентгеновского малоуглового рентгеновского рассеяния на синхротронном излучении, ИК-Фурье спектроскопии и атомно-силовой сканирующей зондовой микроскопии. Теплофизические свойства композитов оценивали, анализируя кривые дифференциально-термического анализа и термогравиметрии [5, 6].

Введение полифторированного Na⁺-ММТ в поликапроамид приводит к особенно низким значениям коэффициента трения, ниже 0,1. При этом оптимальными свойствами обладает поликапроамид, модифицированный ММТ со значительным количеством (CF₂-CF₂) – групп, что определяет возможность использования наполненного поликапроамида как конструкционного антифрикционного материала с пониженным коэффициентом трения и повышенной износостойкостью.

Введение полифторсодержащего Na⁺-ММТ в эластомеры на основе полидиуретановых и тиоуретановых композиций, а также вулканизатов полисульфидных олигомеров (ПСО) способствует повышению седиментационной устойчивости композиций, термо-, свето-, трибо-, гидролитической устойчивости при стабильном повышении адгезионных, физико-механических и динамических характеристик модифицированных полиуретанов по мере возрастания длины перфторуглеродной цепи ПФС. Это определяет возможность применения полидиуретановых эластомеров, модифицированных медь- и полифторсодержащим ММТ, для получения спортивных тренировочных покрытий [9,10].

Вероятным механизмом повышения термо-, свето- и трибологических свойств полученных полимерных материалов связан, по-видимому, с процессами осложненной диффузии летучих продуктов деструкции через слоисто-полимерную структуру (рис. 1, схема 1).

Летучие продукты деструкции

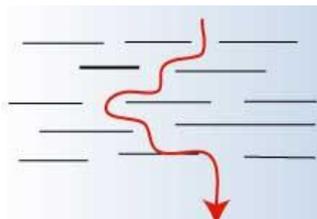


Рис. 1. Механизм повышения термо-, свето- и трибологических свойств слоисто-полимерных композиционных материалов.

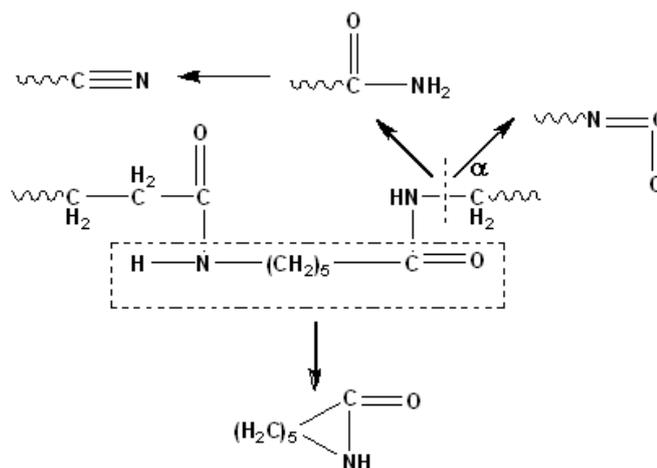


Схема 1. Схема образования продуктов деструкции.

Таким образом, полифторалкильные органические слоистые Na⁺-ММТ являются активными наполнителями полиамида 6, полидиен- и тиоуретановых эластомеров на основе олигомерных композиций, а также вулканизатов ПСО, причем степень их активности повышается с увеличением содержания и длины перфторуглеродной цепи полифторированного спирта как поверхностного модификатора Na⁺-монтмориллонита. Введение органических Na⁺-ММТ в полимеры способствует структурной фрагментации полимерной матрицы за счет формирования в ее объеме нанодоменов, образованных в результате внедрения макромолекул матричного полимера в наногалереи глины.

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЙ НА ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ В ПОЛИКРИСТАЛЛАХ TlInS₂ И TlIn(S_{0,96}Se_{0,04})₂

Рубиш В.М.¹, Росул Р.Р.², Гомоннай О.О.², Гуранич П.П.², Сливка А.Г.², Риган М.Ю.¹

¹Украина, Ужгородский научно-технологический центр ИПРИ НАН Украины center.uzh@gmail.com

² Ужгородский национальный университет, 88000, Ужгород, ул.Пидгирна, 46

INFLUENCE OF HIGH PRESSURE ON PHASE TRANSITIONS OF TlInS₂ AND TlIn(S_{0,96}Se_{0,04})₂ POLYCRYSTALS

Rubish V.M.¹, Rosul R.R.², Gomonnai O.O.², Guranich P.P.², Slivka A.G.², Rigan M.Yu.¹

The temperature dependences of dielectric properties of TlIn(S_{1-x}Se_x)₂ (x=0; 0,04) polycrystals in the region of phase transitions by the influence of high pressure was studied. Pressure increase leads to the shifting of dielectric constant and dielectric loss tangent towards higher temperatures. A complex polycritical region is shown to exist in the range $p > 0.55$ GPa. Phase pT diagram was built.

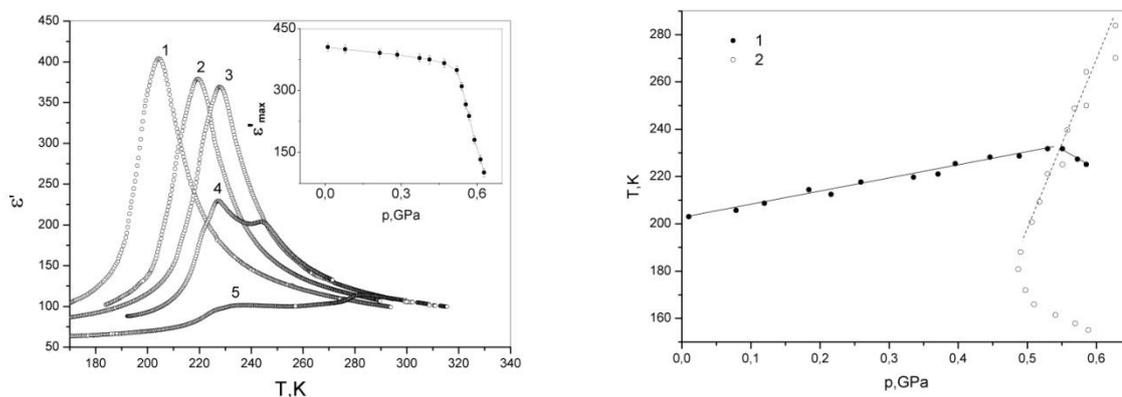
Кристаллы TlInS₂ относятся к классу слоистых сегнетоэлектриков-полупроводников, в которых при понижении температуры реализуется сложная последовательность фазовых переходов [1-3] с образованием несоизмеримой фазы.

Результаты исследования p , T -диаграммы кристаллов TlInS₂ свидетельствуют о том, что под действием внешнего давления температурный диапазон существования несоизмеримой фазы расширяется [3,4], а при давлениях $p \approx 0.53-0.66$ ГПа существует сложная трансформация фазовых переходов [4]. Замещения атомов S на Se в анионной под решетке слоистого кристалла TlInS₂ приводит к получению ряда твердых растворов TlIn(S_{1-x}Se_x)₂ [5]. При этом, как показали исследования [5], рост содержания Se до $x=0.05$ приводит к смещению температур фазовых переходов в область низких температур и уменьшению температурного диапазона существования несоизмеримой фазы до полного ее исчезновения при $x \approx 0.05$. В данной работе изучено влияние гидростатического давления на фазовые переходы поликристаллов TlIn(S_{1-x}Se_x)₂ с $x=0$ и 0,04.

Исследовались образцы поликристаллов $\text{TlIn}(\text{S}_{1-x}\text{Se}_x)_2$ с $x=0$ и $0,04$, полученные из расплава стехиометрической смеси исходных компонентов TlInS_2 и TlInSe_2 . Измерение диэлектрической проницаемости выполнено в автоматизированном режиме на частоте 1МГц с использованием моста переменного тока E7-12. Гидростатическое давление создавалось с помощью камеры высокого давления с рабочим объемом 5 см^3 и контролировался с точностью 1 МПа.

На температурных зависимостях действительной ϵ' и мнимой ϵ'' частей диэлектрической проницаемости кристалла $\text{TlIn}(\text{S}_{0,96}\text{Se}_{0,04})_2$ и TlInS_2 при атмосферном давлении наблюдаются аномалии в виде максимумов при 182К и 180К для ϵ' и ϵ'' соответственно. На температурных зависимостях ϵ' присутствует только один максимум значений диэлектрической проницаемости, в отличие от монокристалла TlInS_2 в котором существует ряд последовательных фазовых переходов при $T_1=193\text{К}$, $T_2=198\text{К}$, $T_3=202 \text{ К}$, $T_4=206,9\text{К}$, $T_5=214\text{К}$ [1,4]. Такое поведение ϵ хорошо согласуется с результатами [5] для монокристаллов, согласно которым в кристаллах $\text{TlIn}(\text{S}_{1-x}\text{Se}_x)_2$ при концентрации $x = 0,04$ ширина несоизмерной фазы составляет около 10К. В нашем случае, для поликристаллов размытие фазовых переходов затрудняет разделение аномалий ϵ соответствующие несоизмерным фазовым переходам.

При увеличении давления, фазовый переход при T_1 смещается в область более высоких температур. В интервале давлений $p_{\text{атм}} \leq p < 0,55\text{ГПа}$ смещение максимума описывается линейным законом с коэффициентом 43К/МПа для поликристаллов TlInS_2 . При этом величина ϵ'_{max} незначительно уменьшается, и аномалии действительной ϵ' и мнимой ϵ'' части диэлектрической проницаемости несколько размываются. Такое размытие можно объяснить считая, что в данном случае имеют место несколько близко расположенных аномалий диэлектрической проницаемости, соответствующие несоизмерными фазовым переходам параэлектрическая-несоизмерная и несоизмерная-сегнетоэлектрическая фазы, и согласно результатам работы [5] гидростатическое сжатие для данного типа соединений увеличивает температурный интервал существования несоизмерных фазы, что и приводит к размытию.



Температурные зависимости диэлектрической проницаемости поликристаллического TlInS_2 при различных значениях гидростатического давления: 1 – $p_{\text{атм}}$; 2 – 0,3ГПа; 3 – 0,47ГПа; 4 – 0,57ГПа; 5 – 0,63ГПа; Фазовая p, T – диаграмма поликристаллического TlInS_2

При значениях давления более 0,55ГПа, линейный закон смещения фазового перехода T_1 нарушается. Это сопровождается резким уменьшением максимальных значений ϵ' и в области температур 210-240К появляются дополнительные аномалии ϵ' , связанные с переходом в фазу высокого давления. Такое поведение диэлектрических свойств в поликристаллах $\text{TlIn}(\text{S}_{1-x}\text{Se}_x)_2$ в основных чертах аналогично поведению диэлектрических свойств в монокристаллах TlInS_2 , где в данном диапазоне давлений ($0,58\text{ГПа} \leq p < 0,66\text{ГПа}$) наблюдается поликритическая область.

Определены барические коэффициенты смещения температур аномалий. Построено фазовую p, T -диаграмму поликристаллов $\text{TlIn}(\text{S}_{0,96}\text{Se}_{0,04})_2$ и TlInS_2 .

Список литературы:

1. Panich A.M. Electronic properties and phase transition in low-dimensional semiconductors // J. Phys. Condens. Matter . – 2008. – №20. – P. 93202-1–293202-42.

2. S. Kashida and Y. Kobayashi, X-ray study of the incommensurate phase of $TlInS_2$, J. Phys. Condens. Matter. – 1999. – №11. – P.1027–1035.

3. Influence of hydrostatic pressure on phase transitions, dielectric properties and conductivity of β - $TlInS_2$ / K.R. Allakhverdiev, A.I. Baranov, T.G. Mamedov, V.A. Sandler, and Y.N. Sharifov // Fiz. Tverd. Tela. – 1988. – №30. – P. 1751–1756.

4. Effect of hydrostatic pressure on phase transitions in ferroelectric $TlInS_2$ / O. O. Gomonnai, P. P. Guranich, M. Y. Rigan, I. Y. Roman, A. G. Slivka // High Pressure Research. – 2008. – V. 28, № 4. – P. 615-619.

5. Seyidov M.-H.Yu., Suleymanov R.A., Salehli F. Влияние „отрицательного химического“ давления на температуры фазовых переходов в слоистом кристалле $TlInS_2$ // ФТТ. – 2009. – Т.51. – №12. – С.2365 – 2370.

ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ДИСПЕРСНО-АРМИРОВАННЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА БАЗЕ СПЛАВА AZ91.

Сазонов М.А.

Россия, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова ИМЕТ РАН maximsa@mail.ru

В работе сопоставлены микроструктура, механические свойства и характер разрушения литых композиционных материалов (КМ) на базе магниевого сплава AZ91, армированных частицами карбида кремния или частицами титана. При создании композиций «магниевого сплава – керамические наполнители» возникают проблемы, связанные с физико-химической совместимостью компонентов. Фрактограммы изломов таких КМ выявляют преимущественное зарождение разрушений на межфазных границах керамическая частица – матрица, свидетельствующее о пониженной прочности связи по этим границам. Известны примеры упрочнения магниевой матрицы порошками тугоплавких металлов с диаметром частиц несколько микрометров [1-3]. В отличие от КМ, армированных хрупкими и твердыми керамическими фазами, при упрочнении магниевой матрицы порошками металлов разрушения по межфазным границам не происходит. Высокая термическая и механическая совместимость, хорошая смачиваемость металлических порошков матричным сплавом обеспечивают совместную деформацию матрицы и упрочнителя. В результате зарождение трещин в таких композитах происходит в матрице чаще, чем в частицах-упрочнителях или на межфазных границах [2]. Армирование магниевых матриц частицами металлов, (например, частицами титана или никеля), обладающих более высокими пластичностью и деформационной способностью, нежели частицы керамики, может повысить вязкость разрушения КМ [1-3]. Представляется интересным оценить целесообразность полиармирования магниевой матрицы, или введения в матрицу частиц металла и керамики, что может оказаться более эффективным, нежели армирование наполнителями одного вида, вследствие улучшения межфазной прочности, пластичности и сопротивления ползучести.

Для изготовления КМ использовали матрицу из сплава AZ91+0.5 вес. % Ca, частицы карбида кремния зеленого α -SiC (ГОСТ 26327-84) со средним размером 40 мкм и порошки титановой губки (ТУ 48-05-30-71) размером 200-400 мкм или смесь порошков (массовое соотношение Ti:SiC ~ 1:2). Наполнитель вводили в расплав методом механического замешивания. Расчетная концентрация наполнителя ~ 8 вес. %.

Структуру и изломы образцов из матрицы и КМ исследовали на оптическом микроскопе Leica и электронном микроскопе FEI Quanta 200 3D, снабженном приставкой для энергодисперсионного анализа EDAX. Проводили измерения микротвердости H_v образцов на установке Wolpert Wilson TESTOR 402 MVD (нагрузка 50, длительность нагружения 10 с). Образцы КМ отличаются весьма сильной микронеоднородностью. По осям ячеек и дендритов матрицы H_v минимальна и почти не меняется при введении частиц. Границы ячеек, обогащенные Al, Zn, Ca и примесями, тверже очей дендритов на 10,5-25,8%, особенно в случае КМ, упрочненных частицами SiC. Упрочнение матрицы вблизи частиц характеризуется весьма большим разбросом, так как зависит от твердости армирующих частиц и дистанции от отпечатка до частицы.

Особенности разрушения магниевых КМ хорошо выявляются при фрактографическом исследовании образцов, испытанных на трехточечный изгиб. Излом матрицы (рис. 1а) можно определить как квазискольный, так как, несмотря на исключительно развитый микрорельеф разрушения димпловая структура не обнаруживается, видны микрофасетки расслоений ($d \leq 10$ мкм) и вторичные трещины, вероятно, по границам зерен.

В изломе образцов КМ Mg-SiC присутствуют скольные участки, соответствующие граням частиц SiC (рис. 1б), что согласуется с представлением о начале хрупкого разрушения по межфазным границам «керамические частицы — матрица». Обращает на себя внимание отсутствие непрерывной связи матрицы с частицами. При высоком разрешении на поверхности частиц SiC обнаруживаются островки — очаги взаимодействия содержащие, согласно спектрограммам Mg (44,56 вес. %), Al (6,66 вес. %), O (29,1 вес. %), Si (11,33 вес. %) и C (8,35 вес. %) (рис. 1в). Их можно расшифровать как включения оксидов или интерметаллидов.

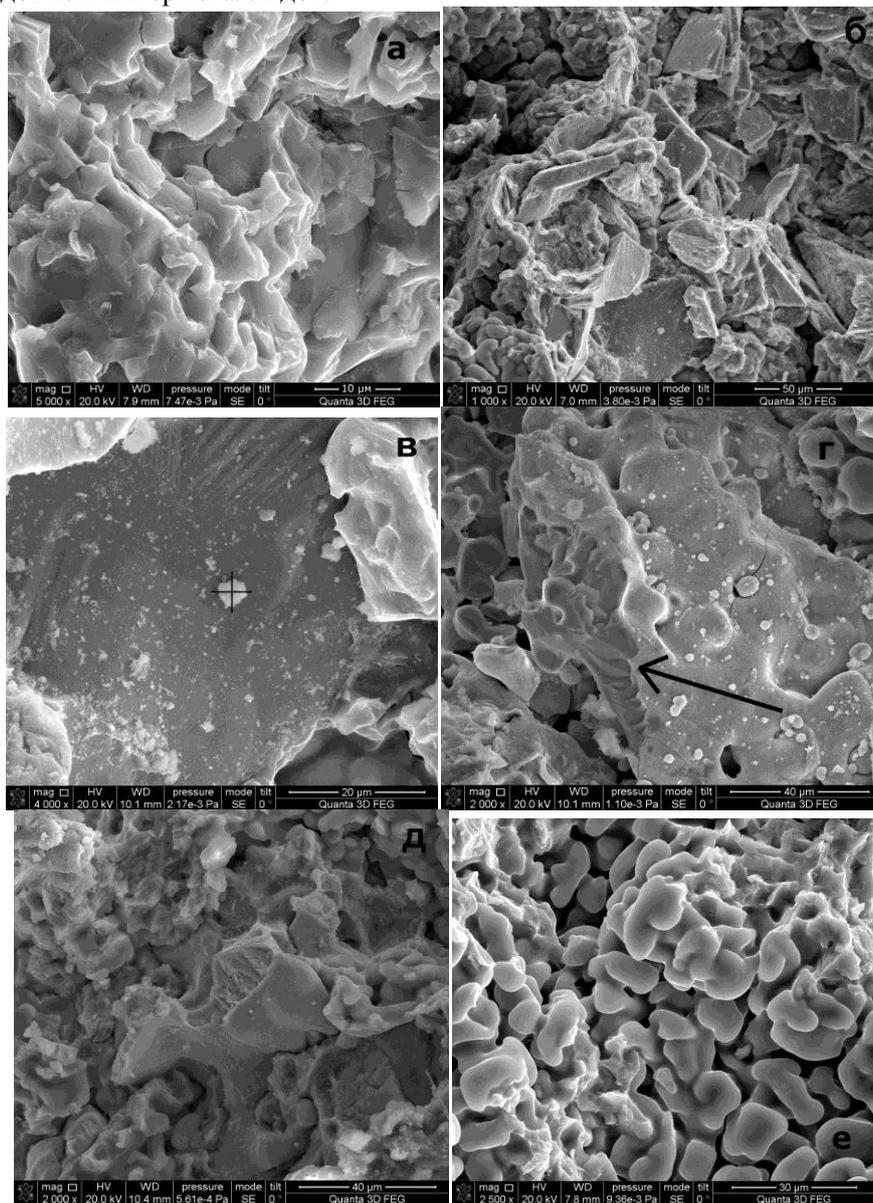


Рис. 1. Фрактограммы исходного сплава (а) и КМ, содержащего SiC (б-в), Ti (г), Ti+SiC (д-е).

На фрактограммах образцов КМ Mg-Ti скольных фасеток нет, но в некоторых участках излома очевидно разделение материала по границе «матрица — частица Ti» (рис. 1г) с характерной для губчатого титана сглаженной поверхностью частиц. Встречаются также частицы Ti, разрушившиеся транскристаллитно (показано стрелкой на рис. 1г), что может быть следствием прочной связи «частица — матрица».

В изломе полиармированных образцов присутствуют как частицы SiC скользящей формы (1), так и включения губчатого Ti (2), разделенные участками квазихрупкого разрушения матрицы (рис. 1д).

На многих фрактограммах КМ обнаружены усадочные раковины с декантированными ячеистыми образованиями (рис. 1е). Фрактографический анализ образцов свидетельствует о необходимости доработки КМ по объемному содержанию и фракционному составу армирующих фаз, а также по химическому составу матрицы.

Список ссылок:

1. Katsuyoshi Kondoh, Masashi Kawakami, Junko Umeda, Hisashi Imai. Magnesium Matrix Composites Reinforced with Titanium Particles // Materials Science Forum, Light Metals Technology, 2009, volumes 618 - 619, pp. 371-376.

2. S. F. Hassan, M. Gupta. Development of high strength magnesium based composites using elemental nickel particulates as reinforcement. // J. Mater. Sci., 2002, volume 37, №12, pp. 2467-2474.

3. S. F. Hassan, M. Gupta. Development of a novel magnesium-copper based composite with improved mechanical properties. // Mater. Res. Bul., 2002 volume 37, №2, pp. 377-389.

Автор выражает благодарность научным руководителям проф., д.т.н. Чернышовой Т.А. и проф., д.т.н. Рохлину Л.Л. за неоценимую помощь в работе.

ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ СЛОИСТОГО УГЛЕПЛАСТИКА.

Северов П.Б., Думанский А.М.

*Россия, Учреждение Российской академии наук Институт машиноведения им. А.А. Благонравова
РАН, alpinprom@yandex.ru*

FEATURES OF DEFORMATION AND FAILURE OF LAYERED CARBON FIBER REINFORCED PLASTIC

Severov P.B., Dumansky A.M.

The features of deformation and failure of layered carbon fiber reinforced plastic have been analyzed. Estimation of elastic properties was made.

Квазистатическое растяжение образца из многослойного углепластика с симметричной укладкой $[0^0_{2/\pm 45^0/0^0_{3/\pm 45^0/0^0_{3/\pm 45^0/0^0_{2}}}]_{2s}$ прямоугольного поперечного сечения проводилось при постоянной скорости перемещения плунжера равной 0,03 мм/сек. Через каждые 0,5 секунды синхронно измерялись положение плунжера, усилие и продольное удлинение боковой поверхности образца (экстензометр устанавливался по толщине). На рис.1 приведена диаграмма деформирования ABCD, построенная по измеренным значениям усилия и удлинения в координатах $\varepsilon \sim$

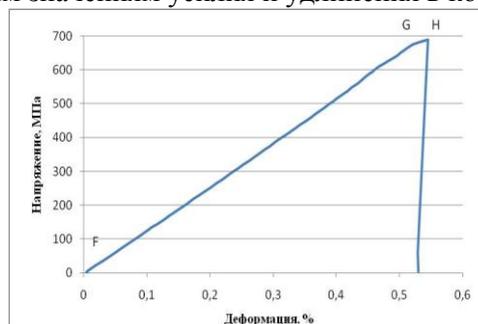


Рис.1. Диаграмма деформирования образца

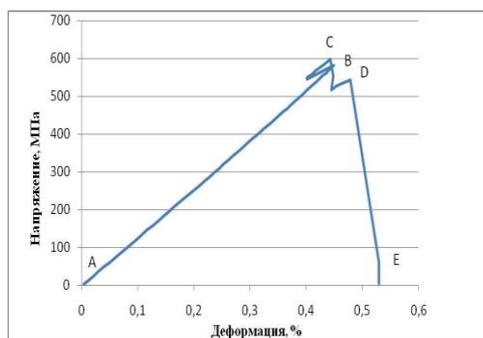


Рис.2. Перестроенная диаграмма деформирования.

Окончательному разделению образца на две части предшествовало разрушение 5-6 поверхностных слоев его фронтальной плоскости (т. В на рис.1) и 7 поверхностных слоев противоположной плоскости (т. С) с некоторым сдвигом во времени. При растяжении образца с управлением по перемещению измеряемое продольное удлинение при идеальном креплении экстензометра остается постоянным в момент расслоения, а усилие уменьшается пропорционально площади поперечного сечения отслоившейся части образца. Поэтому в момент разрушения слоев в точках В и С деформация боковой поверхности образца и напряжение в его поперечном сечении принимаются неизменными. Это позволяет перестроить диаграмму деформирования ABCD в диаграмму деформирования FGH на рис.2. При обработке диаграммы FGH получены следующие характеристики материала: $\sigma_B=690$ МПа, предельное значение деформации $\epsilon_x=0,545\%$, $E_{хср}=129,4$ ГПа. Средний продольный модуль упругости $E_{хср}$ определялся как тангенс угла наклона прямой, аппроксимирующей точки визуально линейного участка FG перестроенной диаграммы деформирования. В независимом эксперименте [1] при строгом контроле соосности образца с направлением действия растягивающей нагрузки соответствующие характеристики оказались равными: $\sigma_B=670$ МПа, $\epsilon_x=0,517\%$, $E_{хср}=127$ ГПа.

Для ответа на вопрос о степени отклонения диаграммы деформирования FGH от прямой линии по трем ее точкам с постепенным сдвигом вправо на одну точку вычислялись значения касательного условного модуля в продольном направлении $E_{хусл}$. Результат проведенных вычислений представлен на рис.3. Как видно из этого рисунка на участке NO зависимость напряжения от деформации нелинейная. Максимальное значение модуля $E_{хусл}=160,9$ ГПа отмечено в точке Р в момент первого разрушения 5-6 поверхностных слоев. Второй максимум $E_{хусл}=144,3$ ГПа в точке S соответствует разрушению 7 поверхностных слоев. Следует отметить схожесть зон ОР и RS резкого увеличения модуля непосредственно перед каждым разрушением поверхностных слоев. Модуль в точке S меньше модуля в точке Р, а модуль в точке Q меньше модуля в точке О из-за уменьшения жесткости образца после разрушения 5-6 слоев. Разница значений $E_{хусл}$ в точках Р и S (16,6 ГПа) почти равна разнице значений $E_{хусл}$ в точках О и Q (16,4 ГПа).

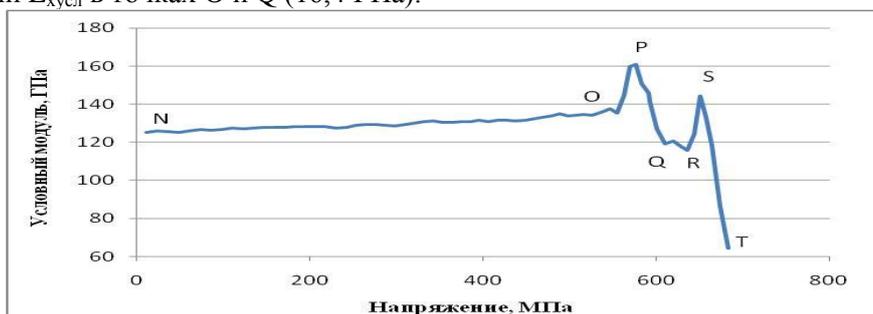


Рис.3. Зависимость условного модуля в продольном направлении от напряжения.

Одной из причин линейного увеличения $E_{хусл}$ на участке NO может быть отклонение от вертикального положения установки образца в губках захватов, и, как следствие, влияние его изгиба в плоскости OXY на измеряемое продольное удлинение боковой поверхности. В предположении малости угла α_0 между продольной осью образца и осью машины, а также при совмещении центра тяжести (ЦТ) образца с осью машины получена формула для оценки $E_{хусл}$:

$$E_{хусл} = E_x / (1 - 3 \times \sin(\alpha_0) \times (l_0 \times \cos(\alpha_0) + k \times t) \times (x_1 + x_2) / b \times l_0 \times (\cos(\alpha(t)))^2) \quad (1)$$

где: E_x (ГПа) - модуль упругости образца в продольном направлении; α_0 – угол между осями образца и машины; l_0 (мм) – начальная длина рабочей части образца; k (мм/сек) – скорость перемещения плунжера; t (сек) – время нагружения; x_1 (мм) и x_2 (мм) – координаты ножей экстензометра относительно ЦТ образца; b (мм) – ширина образца, $\alpha(t)$ – текущий угол между осями образца и машины. Точно измерить модуль E_x можно в двух случаях: 1. $\alpha_0 = 0$ – образец вертикально, экстензометр в любом месте по длине рабочей части образца (лучше в центре); 2. $\alpha_0 \neq 0$, $t = 0$, $|x_1| = |x_2|$ – образец под малым углом к оси машины, лучшее приближение к E_x при $\sigma = 0$ МПа (рис.3), экстензометр симметрично относительно ЦТ образца. Соотношение (1) позволяет описать изменение $E_{хусл}$ в процессе нагружения при малых углах α_0 и произвольном расположении экстензометра по длине рабочей части образца (растянутые или сжатые волокна вследствие изгиба на фоне растяжения). Количественная оценка изменения $E_{хусл}$ за время нагружения 25,5 сек до точки О заметно отличается в меньшую сторону от разницы значений $E_{хусл}$ (10,2 ГПа) в точках N и О на рис.3. Вероятно, существуют и другие факторы, влияющие на увеличение $E_{хусл}$ на участке NO. Имеющейся информации достаточно для решения обратной задачи: определения угла α_0 установки образца и координат x_1 и x_2 ножей экстензометра относительно ЦТ. В результате получены значения $\alpha_0 \approx 0,4^\circ$, $x_1 = 17,7$ мм, $x_2 = -2,3$ мм.

Расчет модуля упругости образца в продольном направлении E_x и коэффициента Пуассона μ_{xy} материала по классической теории слоистых пластин [2] показал, что при равной толщине слоев 0° , $+45^\circ$ и -45° значения $E_x = 122,6$ ГПа и $\mu_{xy} = 0,65$ близки к экспериментально определенным значениям начального модуля $E_{хусл} = 124,6$ ГПа ($\sigma = 0$ МПа на рис.3) и коэффициента Пуассона $\mu_{xy} = 0,58$ [1]. Расчетное уменьшение E_x вследствие разрыва 5-6 поверхностных слоев составило 16,4 ГПа. Упругие постоянные монослоя, положенные в основу данного расчета, следующие: $E_1 = 181,4$ ГПа, $E_2 = 10,3$ ГПа, $G_{12} = 6,9$ ГПа, $\mu_{12} = 0,28$ и $\mu_{21} = 0,016$.

Список литературы:

1. Думанский А.М., Таирова Л.П., Северов П.Б. Расчетно-экспериментальная оценка механических свойств слоистого углепластика. //Международный сборник научных трудов Донецкого национального технического университета «Прогрессивные технологии и системы машиностроения» - Выпуск 41–Донецк- 2011-С. 138-143.
2. Композиционные материалы. Справочник/В.В. Васильев и др.–М.: Машиностроение–1990–512с.

ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ СПЛАВА TiNi В УСЛОВИЯХ УСТАЛОСТНОГО НАГРУЖЕНИЯ

Севостьянов М.А., Колмаков А.Г., Гончаренко Б.А., Заболотный В.Т., Насакина Е.О., Гришина Н.С., Шкурин С.А.

Россия, Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, kolmakov@imet.ac.ru, smakp@mail.ru

DEFORMATION AND FAILURE CHARACTERISTICS OF ALLOY OF TINI UNDER FATIGUE LOADING CONDITIONS

Sevostyanov M.A., Kolmakov A.G., Goncharenko B.A., Zabolotnyj V.T., Nasakina E.O., Grishina N.S., Shkurin S.A.

Recently, the alloys exhibiting the shape memory effect are of wide practical application due to the special properties complex and considered as functional materials for non-standard solutions to important technical problems.

В последнее время широкое практическое применение находят сплавы, проявляющие эффект памяти формы, благодаря особому комплексу свойств, рассматриваются как функциональные материалы для нестандартного решения важных технических задач.

В данной работе проводились исследования по влиянию термической обработки на усталостные свойства TiNi (нитинола).

Объектом исследования была проволока диаметром 280 мкм. Усталостные испытания проводили на специальной установке в условиях чистого изгиба с вращением. Фрактографические исследования проводили с помощью растрового электронного микроскопа LEO-430i.

Для успешного использования изделия из нитинола крайне важна предварительная термическая обработка химического соединения, которая позволяет варьировать циклические нагрузки в рабочем режиме изделия в широком диапазоне деформаций. Контролируемый отжиг образцов проводили на воздухе при температуре от 400 до 500 °С в течение 15 минут.

На рисунке 1 показаны результаты усталостных испытаний образцов в исходном состоянии и после различных видов термической обработки.

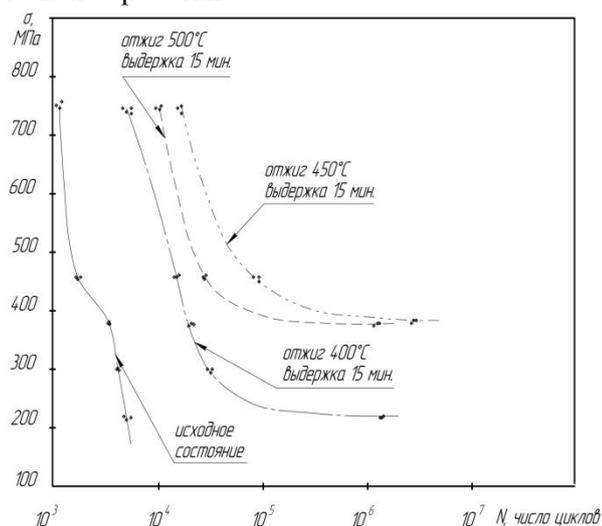


Рисунок 1. Усталостная кривая напряжение - число циклов вращения.

Из кривых усталости видно, что образцы в исходном состоянии разрушаются прежде, чем достигнут предела выносливости ($\sigma_{\text{вын}}$), а при проведении различных видов термической обработки их свойства значительно повышаются. Таким образом, лучшими усталостными свойствами обладают образцы после термической обработки при $T_{\text{отж}}$ 450 °С, у которых предел выносливости составляет 400 МПа.

Общий вид типичных усталостных изломов для исследуемых образцов (на примере образцов после термической обработки при 450 °С) представлен на рисунке 2. Характер разрушения для образцов с разной термической обработки в целом одинаковый.

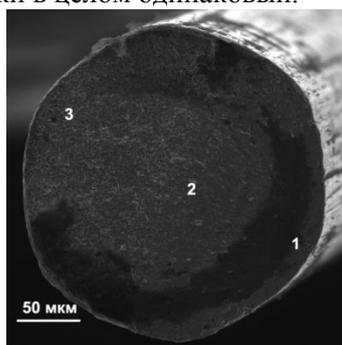


Рисунок 2. Общий вид усталостного излома: 1- зона зарождения микротрещины; 2 – переход от зоны усталостного разрушения в зону статического долома; 3 – зона статического долома.

Зарождение усталостной трещины начинается не с поверхности образца, а в зоне наиболее крупного приповерхностного микродефекта. Сначала образуется и растет зародышевая микротрещина (рисунок 3). Поверхность излома в зоне роста зародышевой микротрещины представляет собой характерный мелкобороздчатый рельеф. Можно отметить, что зародышевых микротрещин иногда возникает несколько, однако только одна из них затем переходит в

макротрещину. После достижения глубины от поверхности примерно 10...20 мкм начинается развитие магистральной трещины.

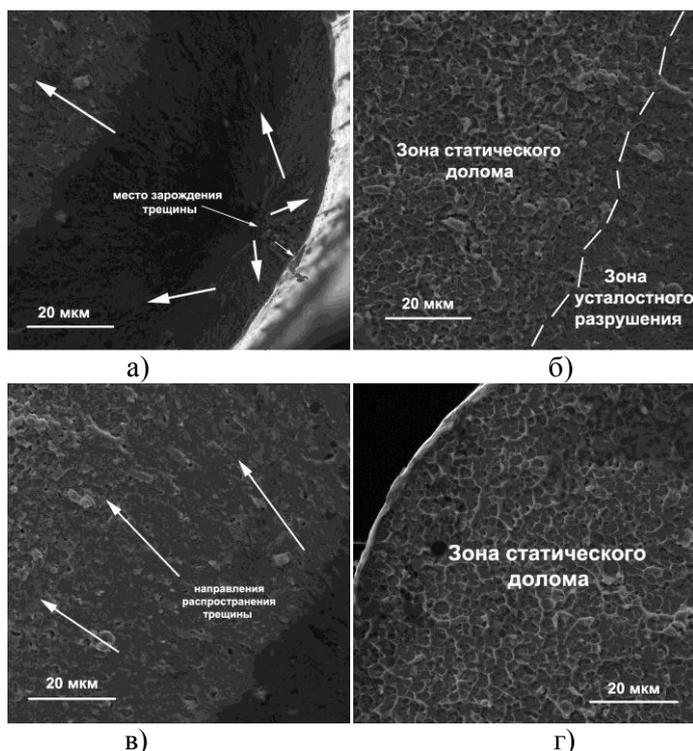


Рисунок 3. Фрактография усталостного разрушения.

Магистральная трещина растет достаточно равномерно в перпендикулярной к оси образца плоскости. Судя по «ручьевидному» рельефу скорость ее роста относительно велика. Поверхность излома можно охарактеризовать как мелкоскладчатый рельеф с крупными элементами межзеренного скола. После достижения определенного размера трещины происходит вязкий долом образца. В зоне излома, соответствующей переходу от усталостного разрушения к долому, наблюдается исчезновение «ручьевидного» рельефа и появления «чашек» вязкого микроразрушения.

Зарождение в данном случае происходило не с поверхности, а с приповерхностных слоев и, следовательно, связано с протеканием процессов самоорганизации структуры в приповерхностных слоях материала.

Работа выполнена при поддержке программы ОХНМ – 02, 5П и РФФИ 09-08-00736А

СНИЖЕНИЕ ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЯ УГЛЕРОДНЫХ ВОЛОКОН

Сидоров Д.В., Павлов А.О., Мовчан Т.Л., Стороженко П.А.

ГНЦ РФ Федеральное государственное унитарное предприятие «Государственный научно-исследовательский институт химии и технологии элементоорганических соединений» (ГНЦ РФ ФГУП «ГНИИХТЭОС»), г. Москва, e-mail: eos2004@inbox.com

Для получения однородных покрытий на углеродных волокнах методом химического парового осаждения, подложка должна обладать следующими качествами: низкое электрическое сопротивление, круглое сечение, непрерывная длина и постоянство электрических и физических свойств по длине волокна. Такой структурой обладают изотропные углеродные волокна, которые получают из нефтяного и каменноугольного пека. Однако, для достижения высоких температур при осаждении требуется приложение тока высокого напряжения при резистивном нагреве, что обусловлено высоким сопротивлением. Задачами работы явилось исследование влияния на

электросопротивления внутренних структурных перегруппировок и нанесения слоя пирографита на углеродное волокно из нефтяного и каменноугольного пеков.

Эксперименты проводили в камере, снабжённой ртутными затворами для подвода электрического тока. Волокно непрерывно протягивалось через камеру со скоростью 0,3 – 3,0 м/мин с подачей инертного газа (аргона). Нанесение пирографита проводили путём пиролиза метана. Сопротивление волокна изменялось от 3,3 до 1,3 Ом·см по мере увеличения слоя пирографита. Обжиг волокна проводился в той же камере сопротивление изменялось от 3,3 до 3,0 Ом·см.

В результате проведённых исследований установлено, что электросопротивление снижается с 3,3 до 3,0 Ом·см за счёт внутренних перегруппировок и с 3,3 до 1,6 Ом·см за счёт нанесения пирографита для волокон из каменноугольного пека. А для волокон из нефтяного пека с 3,3 до 3,1 Ом·см за счёт внутренних перегруппировок и с 3,3 до 1,3 Ом·см за счёт нанесения пирографита.

Следует отметить, что при нагревании углеродного волокна происходила незначительная докарбонизация, которая не приводит к достаточному снижению электросопротивления. При осаждении на поверхность углеродных волокон пирографита происходит снижение электросопротивления в 2-3 раза, что делает волокна пригодными для осаждения последующих слоёв. При этом сглаживаются неровности поверхности волокна, выравнивая, таким образом, электросопротивления по длине.

Следовательно, наиболее эффективным способом снижения электрического сопротивления изотропных углеродных волокон является осаждение на них тонкого слоя углерода графитоподобной структуры.

О МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВАХ НАНОВОЛОКОН И МНОГОСЛОЙНЫХ НАНОТРУБОК ИЗ ГРАФЕНОВ ПРИ ПРОДОЛЬНОМ СЖАТИИ

Сидоров О.В.

Россия, Московский государственный текстильный университет, sid_ov@mail.ru

ON MECHANICAL PROPERTIES OF NANOFIBERS AND MULTIWALL NANOTUBES FROM GRAPHENE UNDER LONGITUDINAL COMPRESSION

Sidorov O.V.

The report deals with the difference of mechanical properties of nanofibers and mechanical properties of structured graphene materials with cylindrical orthogonal anisotropy. Effective characteristics are introduced for fibers from such graphene materials under compression to evaluate mechanical properties fiber-reinforced composite materials.

С развитием производства композитов, армированных углеродными нановолокнами (УНВ) и нанотрубками (УНТ), вопрос о механических свойствах этих наполнителей становится все более актуальным при расчетах свойств композитов и конструкций из них. Это связано, прежде всего, с тем, что УНВ и УНТ, обладая уникальными механическими свойствами при продольном растяжении, плохо работают на сжатие. Так предел прочности на сжатие, как правило, на порядок ниже предела прочности на растяжение. Кроме того, УНВ и УНТ обладают цилиндрической анизотропией, которая определяет их уникальное механическое поведение уже в случае ортогональной анизотропии, в отличие от такового при прямолинейной анизотропии. Поэтому для УНВ и многослойных УНТ (МУНТ) необходимо вводить эффективные модули упругости при расчетах механических свойств композитов и конструкций из них. Как оказалось, даже однородные волокна круговой цилиндрической формы являются изделиями и продольные модули упругости и пределы прочности для них не совпадают с таковыми для материалов, в частности, из графенов, из которых получают такие волокна.

Исследования показывают, что МУНТ (полые наностержни) и УНВ (сплошные наностержни) содержат миллионы атомов. Благодаря этому становится возможным удовлетворительное описание

их механических свойств с помощью методов механики сплошных сред, и классической теории упругости, в частности, с использованием модели тонких стержней линейной теории упругости.

По своей структуре МУНТ можно представить как нанометрового сечения полые кристаллические стержни из образованных сворачиванием в цилиндры графенов [1]. Один из типов таких МУНТ представлен на рис. 1.

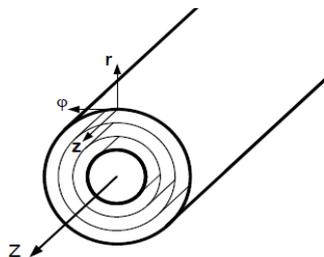


Рис. 1. Многослойная нанотрубка из графенов

Некоторые типы УНВ можно представить в виде сплошных паракристаллических стержней, образованных из графенов с круговой (Рис.2, а) и радиальной (Рис.2, б) структурой [2]. Для описания механического поведения таких цилиндрических структур в рамках механики сплошных сред также используют модель цилиндрически анизотропных стержней, в данном случае, как видно из Рис.1 и Рис.2, цилиндрически ортотропных стержней с различными модулями упругости, зависящими от структуры.

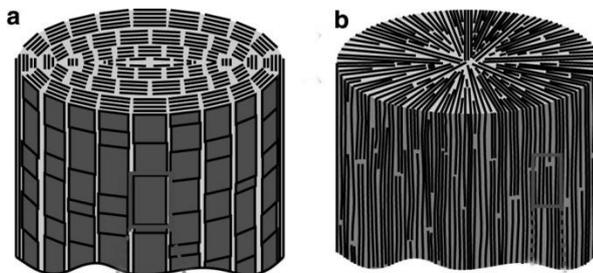


Рис. 1. Цилиндрически анизотропные УНВ а) с круговой структурой; б – с радиальной структурой

Для УНВ и МУНТ на основании модели прямого кругового упругого цилиндра радиуса R с цилиндрической ортотропией, к которому вдоль оси волокна z , совпадающей с осью анизотропии, приложена нагрузка P можно определить эффективный модуль упругости при продольном сжатии E_f и эффективный коэффициент Пуассона ν_f (КП). При этом расчет напряжений и деформаций велся на основе соотношений полученных в [3,4]. Все обозначения за исключением радиуса взяты из этих работ.

Так для эффективного КП ν_f , исходя из соотношения для радиальной относительной деформации

$$\varepsilon_r = a_{11}\sigma_r + a_{12}\sigma_\theta + a_{13}\sigma_z = \frac{\partial U}{\partial r}, \quad (1)$$

получаем полную радиальную деформацию поверхности цилиндра

$$U(R) = \frac{PR}{T} \left[a_{13} + \frac{h(k-1)(a_{11}a_{33} - a_{13}^2)}{ka_{33}} \right] \quad (2)$$

где

$$k = \sqrt{\frac{a_{11}a_{33} - a_{13}^2}{a_{22}a_{33} - a_{23}^2}} = \sqrt{\frac{E_\theta \cdot (E_z - \nu_{zr}^2 E_r)}{E_r \cdot (E_z - \nu_{z\theta}^2 E_\theta)}}, \quad h = \frac{(\nu_{zr} - \nu_{z\theta})E_r E_\theta}{(E_\theta - E_r)E_z - (\nu_{zr}^2 - \nu_{z\theta}^2)E_r E_\theta} \quad (3)$$

а затем и относительную деформацию цилиндра в поперечном направлении вдоль радиуса

$$\varepsilon(R) = \frac{P}{T} \left[a_{13} + \frac{h(k-1)(a_{11}a_{33} - a_{13}^2)}{ka_{33}} \right] \quad (4)$$

Так как продольная деформация вдоль оси z $\varepsilon_z = a_{33} \frac{P}{T}$, то исходя из классической формулы для КП цилиндра при растяжении вдоль этой оси, окончательно получаем:

$$\nu_f = -\frac{\varepsilon(R)}{\varepsilon_z} = -\frac{a_{13}}{a_{33}} - \frac{h(k-1)(a_{11}a_{33} - a_{13}^2)}{ka_{33}^2} = \nu_{zr} + \frac{h(k-1)}{k} \left(\frac{E_z}{E_r} - \nu_{zr}^2 \right) \quad (5)$$

Для эффективного модуля упругости при сжатии E_f получаем:

$$E_f = -\frac{P}{\pi R^2 \varepsilon_z} = \frac{T}{\pi R^2 a_{33}} = E_z \left(1 + h \frac{k-1}{k+1} (\nu_{z\theta} - \nu_{zr}) \right) \quad (6)$$

Как видно из формул 5 и 6 эффективные КП и модуль упругости при сжатии для УНВ в этом случае существенно отличается от КП для графенового структурированного материала v_{zg} . Из формулы 3 для h следует, что в случае трансверсальной изотропии $h=0$ и эффективные КП и модуль упругости совпадают с материальными.

Список литературы:

1. Гольдштейн Р.В., Городцов В.А., Лисовенко Д.С. // Физическая мезомеханика, 2009, 12, 5, с. 5-14
2. Ferrari, A. Geim, K. Novoselov, C. Galiotis // Nature Communications, 2011, 2, p. 1-7
3. Лехницкий С.Г. // ПММ, 1949, т. 13, вып.3, с. 307-316
3. Лехницкий С.Г. Теория упругости анизотропного тела. – М.:Наука. 1977, 416 с. Volume:

МОНОКРИСТАЛЛЫ ПАРАТЕЛЛУРИТА: ВЛИЯНИЕ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ ОРИЕНТАЦИИ И ТЕМПЕРАТУРЫ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Скворцова Н.П.

Россия, Учреждение Российской академии наук Институт кристаллографии РАН
mail:skvor@crys.ras.ru

PARATELLURITE SINGLE CRYSTALS: THE INFLUENCE OF CRYSTALLOGRAPHIC ORIENTATION AND TEMPERATURE ON THE MECHANICAL BEHAVIOUR BY

Skvortsova N.P.

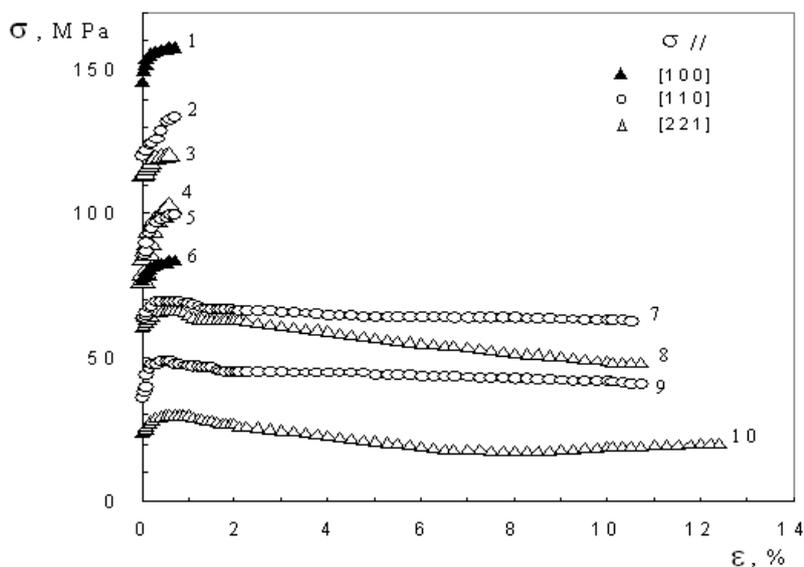
Abstract: α -TeO₂ single crystals have been grown by the Czochralski method on specially developed systems with automatic growth control. The mechanical properties of crystals under compression in the [100], [110], and [221] directions at a constant strain rate of about 10^{-4} s^{-1} in the temperature range $T=733$ - 993 K (0.73 - $0.99 T_m$ (T_m is the melting point)) have been investigated. The distribution of plastic shear strain in deformed samples has been experimentally studied. Manifestations of localized strain in covalent paratellurite crystals at $T > 900 \text{ K}$ are revealed for the first time. Localized-shear microbands are shown to be oriented along the active slip systems. An ensemble of microscopic shears is formed via correlated dislocation motion, which is self-consistent in time and space. As a result, a system of stationary spatially ordered local shears with a periodicity scale characteristic of the given deformation conditions is formed.

Настоящая работа посвящена изучению высокотемпературной пластической деформации ковалентных монокристаллов парателлурифта. Из кристаллов, выращенных в направлении $\langle 110 \rangle$ методом Чохральского, готовились образцы трех различных кристаллографических ориентаций для испытаний одноосным сжатием в интервале температур $T = 733$ - 993 K . Испытания проводились на воздухе с постоянной скоростью деформации $1.05 \times 10^{-4} \text{ c}^{-1}$.

Микроскопические исследования поверхности деформированных образцов показали, что деформация в них после нагружения при температурах $T > 900$ К распределена неоднородно. Обнаружена локализация пластической деформации в дискретных зонах шириной примерно 30-40 мкм. С самых малых степеней деформации происходят явные изменения поверхности деформированных образцов. Локальные сдвиги (микроразрывы) проходят через весь объем образца и ориентированы вдоль систем активного скольжения. При сжатии вдоль [221] активизируется первичная система скольжения (001)[100] с ориентационным множителем $f = 0.3$. При сжатии вдоль [110] действуют две ортогональные системы скольжения $\{010\}\langle 100\rangle$ с одинаковым ориентационным множителем Шмида $f = 0.5$. Величина локальной сдвиговой деформации в полосах локализованного сдвига (ПЛС) вычислялась по формуле $\epsilon_{loc} = h_s / d$, где h_s – высота ступеньки вдоль направления сдвига на поверхности кристалла, d – ширина микроразрыва. Поскольку ширина микроразрывов обычно составляет $\sim 30-40$ мкм, величина сдвиговой деформации в ПЛС ϵ_{loc} равна 10% при средней деформации образца $\langle \epsilon \rangle = 4\%$.

При $T < 900$ К кристаллы хрупко разрушаются с образованием большого числа микротрещин в области нелинейной упругости (деформации очень малы менее 1%). Остаточная продольная деформация образцов отсутствует. Величина предела прочности σ_f уменьшается от ~ 158 до 84 МПа для образцов, ориентированных вдоль направления [100] (кривые 1, 6). В интервале температур $T = 733 - 850$ К величина σ_f уменьшается на $\sim 18\%$ от ~ 121 до 103 МПа (кривые 3,4) и на $\sim 34\%$ от ~ 134 до 100 МПа (кривые 2, 5) для образцов, ориентированных вдоль [221] и [110] направлений соответственно.

При $T > 900$ К происходит переход к новому упорядоченному во времени и пространстве динамическому состоянию – локализованному пластическому течению в ПЛС. Этот переход сопровождается изменением характера разрушения деформированных образцов от хрупкого к вязкому, резким увеличением предельной пластической деформации до разрушения, огрублением полос скольжения и “драматическим” разупрочнением материала. В принятых условиях опытов образцы деформировались до степеней деформации $\epsilon > 10\%$. Величина коэффициента деформационного упрочнения θ составляла примерно -50 МПа в кристаллах, ориентированных вдоль направления [110] (кривые 7, 9). Для кристаллов с ориентацией оси сжатия вдоль [221] способность к разупрочнению существенно выше: $\theta \cong -180$ МПа в температурном интервале от 903 до 980 К (кривые 8, 10).



Диаграммы сжатия монокристаллов TeO_2 , ориентированных вдоль [100] (кривые 1, 6), [110] (кривые 2, 5, 7, 9) и [221] (кривые 3, 4, 8, 10) при различных температурах.

T (К): 1 – 893, 2 – 750, 3 – 733, 4 – 833, 5 – 850, 6 – 980, 7 и 8 – 903, 9 и 10 – 980.

σ – приложенные напряжения, ϵ – общая средняя деформация.

Макроскопически высокотемпературная локализация начинает проявляться при температурах $T \geq 0.9 T_m$ (T_m – температура плавления). На деформационной кривой появляется небольшой “зуб”

текучести, величина которого составляет ~ 5% от значения предела текучести (кривые 7-10). Неустойчивость пластического течения также проявляется в образовании периодических, очень малых спадов (скачков) деформирующего напряжения величиной примерно 0.2–0.5 МПа на деформационных кривых. Подобные всплески деформирующего напряжения не могут быть видны в указанном масштабе значений приложенного напряжения, но на диаграммах деформации деформированных образцов отчетливо видно, что кривые деформации σ (ε) имеют прерывистый немонотонный характер. Средние значения относительных амплитуд $\langle \Delta\sigma/\sigma \rangle$ скачков, соответствующих локальным сдвигам в ПЛС, изменяются в пределах от десятых долей процента до ~ 1%.

Скворцова Н.П., Ломонов В.А., Виноградов А.В. Рост и механические свойства монокристаллов парателлуриата при высоких температурах. Кристаллография, 2011, том 56, № 1, с. 72-76.

РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПОЛУЧЕНИЯ СЛОИСТОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ Ti-AL, УПРОЧНЁННОГО ИНТЕРМЕТАЛЛИДАМИ

¹Смирнов Г.В., ¹Варгин А.Н., ¹Карелин Ф.Р., ²Смирнов О.М., ¹Чопоров В.Ф., ¹Юсупов В.С.

¹Россия, Институт металлургии и материаловедения РАН, smirnovgennady@gmail.com

²Россия, НИТУ «Московский институт стали и сплавов», olegsmirnov36@gmail.com

Перспективным направлением получения интерметаллидных сплавов на основе Ti-Al является разработка слоистых материалов, упрочнённых наноразмерными интерметаллидами.

Как известно, интерметаллиды имеют высокую температуру плавления, высокую жаропрочность и жаростойкость, высокие модули упругости и сопротивление окислению, а также более низкую плотность, чем суперсплавы.

Предложена технологическая схема получения интерметаллидного сплава Ti-Al, суть которой состоит в том, что вначале из чередующихся слоёв титана и алюминия собирают пакет, который потом прокатывают до заданной толщины при температуре, не допускающей образования интерметаллидов на границе раздела слоёв. Затем, путём термообработки, в слоистом материале при температуре 550-600 °С образуют интерметаллидные фазы до заданного количества, которое, с одной стороны, сохранило бы необходимую пластичность и, с другой стороны, повысило бы жаропрочность и жаростойкость.

В работе исследованы температурно-деформационные режимы процесса прокатки пакетов на вакуумном прокатном стане ДУО-170 ИМЕТ РАН. Поэтому основными режимами деформирования были приняты: температура 400-450 °С и частные обжатия 10-15%. После сварки слоёв в твёрдой фазе в вакууме, последующая раскатка пакета проводилась на воздухе на стане Кварто 110/320x300 до толщины 0,5 мм. Затем раскат разрезался на мерные длины и вновь собирался в пакет и металлургический цикл сварки и раскатки повторялся. Максимальное обжатие, достигнутое в процессе эксперимента, позволило получить среднюю толщину слоя 100±20 нм, что соответствует более 4000 слоёв на толщине 0,5 мм.

Анализ послойной деформации пакета показал, что происходит значительная неравномерность обжатия слоёв титана и алюминия. В большей степени, как и следовало ожидать, деформируются слои из алюминия. При этом на определенном этапе прокатки в титановых слоях происходят локальные шейко-образные сужения, по которым в дальнейшем наступали их разрывы.

В работе проведены исследования микротвёрдости и механических свойств материала непосредственно после прокатки.

В работе проведён рентгеноструктурный фазовый анализ, который показал, что в объёме листовой заготовки непосредственно после прокатки тем не менее образовались до 4-6% интерметаллидных фаз Ti_3Al , $\gamma-TiAl$ и $TiAl_2$.

Была проведена термообработка образцов для увеличения количества интерметаллидных фаз. Исследованы различные соотношения температуры и выдержки.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МУЛЛИТО-ТИАЛИТОВОЙ КЕРАМИКИ С НАНОСТРУКТУРНЫМ НАПОЛНИТЕЛЕМ

Ульянова Т.М., Крутько Н.П., Титова Л.В., Медиченко С.В., Кохановский Л.В.

Беларусь, Институт общей и неорганической химии НАН Беларуси, ulya@igic.bas-net.by

STRUCTURE AND PHYSICAL-MECHANICAL PROPERTIES INVESTIGATION OF MULLITE-TIALITE CERAMICS WITH NANOSTRUCTURED FILLER

Ulyanova T.M., Krutko N.P., Titova L.V., Medichenko S.V., Kokhanovskij L.V.

Doping of nanostructured fibrous γ - and α - Al_2O_3 fillers to silicate matrix SiO_2 - Al_2O_3 - TiO_2 activated the solid solution process of mullite formation at the 1300-1350°C. This phase raised the compression and tensile strength of composite materials. Addition of these fillers promoted the tialite formation what had a low thermal coefficient of linear expansion. As a result the strength and thermal stability of composite materials were extended.

С развитием новых отраслей высокотемпературной техники требования к керамическим материалам повышаются, в связи с чем, разработка и получение термостойкой оксидной керамики с улучшенными физико-техническими характеристиками является важной задачей. Термостойкость керамики складывается из ряда факторов: структуры, состава, наличия определенной пористости в материале. Регулируя размер кристаллитов, состав и равномерное распределение кристаллической и стеклообразной фазы, размер и конфигурацию пор, можно в определенной степени регулировать величину термических напряжений и динамику развития трещин, возникающих в керамике при перепадах температур [1]. Это повышает срок службы керамики, работающей в условиях циклических тепловых смен и термоударов.

Взаимосвязь между структурой, составом, твердофазными процессами и физико-механическими свойствами достаточно сложна. Целью настоящей работы было исследовать взаимодействие и образование новых фаз на границе наноструктурного наполнителя γ - и α -фаз Al_2O_3 и матрицы SiO_2 - Al_2O_3 - TiO_2 , изучить твердофазные процессы и кристаллическую структуру продуктов реакции, а также их влияние на физико-механические и термомеханические свойства огнеупорного композиционного материала.

Эксперимент. Для приготовления композитов на основе оксидов: SiO_2 - Al_2O_3 - TiO_2 использовались глина Веселовского месторождения «Гранитик-Веско», технический глинозем, реактивно чистый оксид титана и волокнистый наноструктурный порошок γ - и α - Al_2O_3 . Наноструктурные наполнители получали по методу, описанному в [2]. Порошки представляли собой белые игольчатые частицы, состоящие из кристаллитов двух типов: γ - Al_2O_3 , который синтезировали при 700°C, и α - Al_2O_3 , отожженный при 1200°C. γ - Al_2O_3 обладал кубической структурой, размер кристаллитов был равен 7-10 нм, его насыпная плотность составляла 0,46 г/см³, пикнометрическая плотность – 2,94 г/см³, удельная поверхность равнялась около 170 м²/г. У порошка α - Al_2O_3 размер кристаллитов равнялся 45-55 нм, его насыпная плотность составляла 0,54 г/см³, а пикнометрическая – 3,75 г/см³, удельная поверхность не превышала 30-35 м²/г [3]. Содержание наполнителя в шликере изменялось от 5 до 20 мас. %.

Приготовление образцов матрицы состава SiO_2 - Al_2O_3 - TiO_2 и композитов с наполнителем осуществлялось по традиционной керамической технологии методом полусухого прессования из увлажненной шликерной массы порошков. Образцы сушили и затем проводили изотермические отжиги при температурах: 1300, 1350 и 1400°C.

Исследование кристаллической структуры композиционных керамических материалов, выполняли на рентгеновских установках ДРОН-2 и ДРОН-3. Микроструктуру поверхности волокнистых материалов и керамики изучали с помощью растрового электронного микроскопа Leo 1420 с увеличением 500-10000 крат. Плотность, пористость, влагопоглощение, линейную усадку и физико-механические свойства определяли по стандартным методикам. Термостойкость оценивали количеством теплосмен при перепаде температур 900°C / +10°C по ГОСТ 7875-94.

Результаты и обсуждение. Рентгеновские исследования исходных порошков и образующихся фаз в композитах в зависимости от количества введенной активной добавки показало, что вначале при нагревании до 1300-1350⁰С наноструктурный оксид алюминия взаимодействовал с кварцем, и образовывался муллит. С повышением температуры термообработки до 1400⁰С в матрице развивалась реакция образования титаната алюминия. Активные наполнители снижали температуру реакции образования титана алюминия, который обычно формируется при 1450-1500⁰С, и обладает низким коэффициентом термического линейного расширения (ТКЛР), что способствует повышению термостойкости огнеупорного керамического материала.

Проведенное исследование физико-химических и механических свойств материалов подтвердило их взаимосвязь с кристаллической и микроструктурой разработанных материалов. Введение активного волокнистого наполнителя повышало пористость образцов композитов. С повышением температуры термообработки до 1350⁰С пористость керамических образцов и их водопоглощение уменьшались в связи с образованием расплава алюмосиликатных масс, которые заполняли поры материала. При 1400 °С расплав взаимодействовал с оксидами металлов матрицы и волокнистым наполнителем, в результате образовывался жесткий каркас, что повышало прочность композиционного материала. Кажущаяся плотность образцов композитов с ростом температуры термообработки несколько понижалась, последнее обусловлено твердофазными процессами: образованием муллита при 1300-1350 °С и титаната алюминия – при 1400 °С, истинная плотность которых ниже, чем у корунда и рутила.

Изучение механических свойств образцов композитов показало, что их прочность определялась образовавшимися новыми фазами и формированием прочных контактов между наполнителем и матрицей при спекании керамических материалов. Введение волокнистого наполнителя в матрицу повышало прочностные свойства композиционных материалов. Испытания образцов композитов при изгибе показали, что более высокая прочность была у образцов с небольшим содержанием наполнителя 5-10 мас. % и температурой термообработки 1300 – 1350 ⁰С, что обусловлено образованием призматических кристаллов муллита, служащих центрами диссипации энергии при развитии трещины. Прочность при изгибе была также выше у композита с содержанием наполнителя 15-20 мас. % и температурой отжига 1400⁰С, поскольку у него было оптимальное соотношение плотности и пористости материала. Его прочность при сжатии составляла 600-650 МПа, что достаточно высокий показатель для пористого (20%) огнеупорного материала. Термический коэффициент линейного расширения композитов с повышением температуры термообработки до 1400⁰С понижался за счет образования малорасширяющейся фазы титалита и составлял $1,0 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, тогда как у матрицы его величина равнялась $2,5 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$. Проведенные испытания термостойкости образцов матрицы и композитов путем многократного термоциклирования показали, что полученный композиционный материал обладал повышенной термостойкостью. Его образцы выдерживали без образования трещин более 100 теплосмен при нагревании до 900⁰С и последующем охлаждении в проточной воде при 10⁰С. В процессе испытаний они не потеряли своей формы и размеров.

Проведенное исследование показало целесообразность использования активных наноструктурных наполнителей γ - и α -Al₂O₃ в керамических материалах системы SiO₂-Al₂O₃-TiO₂. Их взаимодействие с матрицей активировало образование новых фаз, изменяло структуру огнеупорного композита и повышало его прочность и термостойкость.

Список литературы

- [1] Н.Ф. Поповская, Н.М. Бобкова, Стекло и керамика № 7, 15-17 (2002).
- [2] Т.М. Ульянова, Н.П. Крутько, Л.В. Титова, Сборник материалов Третьей международной конференции «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов», М: Интерконтакт Наука, 2009, т.1, с.423-424
- [3] Т.М. Ульянова, Н. П. Крутько, Л.В. Титова, С.В. Медиченко, Е.С. Паэмурд, Весці НАН Беларусі, сер. хім. навук № 4, 106-115 (2008).

ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ СВЕРХУПРУГИХ ТВЕРДЫХ УГЛЕРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ИЗ ФУЛЛЕРИТОВ C₆₀ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Черногорова О.П., Дроздова Е.И., Овчинникова И.Н.

Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г.Москва, Россия, e-mail: tchern@ultra.imet.ac.ru

FRACTURE BEHAVIOR OF THE SUPERELASTIC HARD CARBON MATERIALS OBTAINED FROM FULLERITES C₆₀ UNDER PRESSURE

Chernogorova O.P., Drozdova E.I., Ovchinnikova I.N.

Institution of Russian Academy of Sciences A.A.Baikov Institute of Metallurgy and Materials Sciences RAS, Moscow, Russia, tchern@ultra.imet.ac.ru

Abstract. The carbon samples prepared from fullerites C₆₀ under pressure (5 GPa, 800-1200°C, 3 min) are characterized by high hardness (5-12 GPa) and high elastic recovery (89-95%). The samples of such superelastic hard phase (SHP) upon optical microscopic examination in polarized light exhibit optically anisotropic structure, which reveals the geometric correspondence to the initial deformed fullerite crystals. The SHP carbon material prepared from coarse fcc C₆₀ crystals exhibits traces of plastic deformation occurring in the crystals upon pre-pressing and the loading for HPHT treatment. The fracture surface of the SHP samples obtained from coarse C₆₀ crystals demonstrates a terraced cracking through the internal interfaces corresponding to the shear planes in the original fcc crystal. The SHP particles and samples obtained from the aggregates of fine C₆₀ crystals exhibit mixed fracture surfaces containing ductile interlamellar component.

Образцы, полученные из фуллеритов C₆₀ под давлением (5 ГПа, 800-1200°C, 3 мин.), характеризуются высокой твердостью (5-12 ГПа) и высоким упругим восстановлением (89-95%) при индентировании [1]. Исходные фуллериты при предварительной подпрессовке и при нагружении давлением для высокотемпературного синтеза сверхупругой твердой фазы (СТФ) претерпевают пластическую деформацию, которая типична для одноосного сжатия ГЦК кристаллов и, в основном, осуществляется путем сдвигов по плотноупакованной плоскости (111) в направлении <110>. Такая деформация приводит к неоднородности структурного состояния углеродных образцов. При нагреве под давлением превращение фуллеритов происходит в уже деформированной неоднородной структуре, в которой имеются плоскости с высокой плотностью дефектов кристаллического строения молекулярных кристаллов. Характерной особенностью структуры СТФ является ее наследственная связь с деформированной структурой ГЦК фуллерита C₆₀. Она обнаруживается как по рельефу на полированной поверхности шлифа, воспроизводящему линии (плоскости) скольжения в фуллерите, так и по характерной оптически анизотропной деформированной ГЦК структуре, наблюдаемой в оптическом микроскопе в поляризованном свете. Бывшие плоскости скольжения наблюдаются на шлифе СТФ в виде тонких параллельных линий или цепочек точечных дефектов, указывающих на несплошность материала. При исследовании поверхности разрушения образцов СТФ с помощью высокоразрешающего растрового двухлучевого электронного микроскопа "Quanta 3D FEG" с разрешением 1,2 нм установлено, что по таким границам раздела происходит разрушение в СТФ, однако на них наблюдаются вязкие следы отрыва. В образцах СТФ, полученных из кристаллов субмикронного размера, наблюдается смешанный излом, содержащий вязкую межпластиночную составляющую. В частицах, имеющих относительно низкую твердость (5-6 ГПа), происходит террасное растрескивание, и в изломе наблюдаются гладкие поверхности раздела со следами множественного скольжения. Таким образом, строение, свойства и характеристики разрушения сверхупругой твердой фазы, полученной из фуллеритов под давлением, в значительной мере определяются размером кристаллов и степенью холодной пластической деформации фуллеритов до нагрева под давлением.

Литература:

1. Черногорова О.П., Дроздова Е. И., Блинов В. М., Бульенков Н. А., Структура и свойства сверхупругих и твердых углеродных частиц, армирующих износостойкие композиционные материалы, полученные из смеси порошков железа и фуллеренов под давлением, Российские нанотехнологии, 2008, т. 3, № 5-6.

DEFORMATION OF GRAPHENE AND GRAPHANE AS MECHANOCHEMICAL REACTION

Sheka E.F., Popova N.A.

Peoples' Friendship University of Russia, Moscow, Russia sheka@icp.ac.ru

A lot of works are devoted to the calculation of mechanical properties of nanographenes in due course of which two approaches, namely, continuum and atomistic ones have been formulated. The continuum approach is based on the theory of elasticity of continuous solid media applied to shells, plates, beams, rods, and trusses. In view of this concept, graphene is a geometrical frame-like structure where the primary bonds between two nearest-neighboring atoms act like load-bearing beam members, whereas an individual atom acts as the joint of the related beams.

The basic concept of the atomistic approach consists in obtaining mechanical parameters of the object from results of the direct solutions of either Newton motion laws or Schrödinger equations under changing the object shape following a particular algorithm that simulates a wished type of deformation. Mechanical properties are revealed from the strain energy

$$E_S(\varepsilon) = E_{tot}(\varepsilon) - E_{tot}(0), \quad (1)$$

where $E_{tot}(0)$ and $E_{tot}(\varepsilon)$ are the total energy of unloaded sample and sample subjected to ε strain, respectively. The stretching algorithms are subordinated to the manner of the object structure presentation. Thus, the main platform of the DFT calculations consists in treating all structures within supercell geometry using the periodic boundary conditions. The stretching of the sample is achieved by increasing the optimized lattice constant of the supercell c in a regular manner and by uniformly expanding the atomic structure obtained from previous optimization. Not energy itself, but forces applied to atoms become the main goal of calculations. Within the DFT technique, the tension force is determined as

$$F_T = -\partial E_S(\varepsilon) / \partial c. \quad (2)$$

These forces are input later into the relations of macroscopic linear theory of elasticity and lay the foundation for the evaluation of micro-macroscopic mechanical parameters such as Yung's modulus (E), the Poisson ratio (ν) and so on. It is necessary to mention that parameters E and ν obviously differ from those determined within the continuous approach so that their coincidence is quite accidental.

Recently, we have suggested to go beyond the solid-state approach as well as beyond a conventional energy-strain-response concept and to consider the mechanism of the tensile deformation leading to the failure and rupture of nanographene's bodies in due course of a mechanochemical reaction occurred with these macromolecules [1-4]. A similarity between mechanically induced reaction and the first-type chemical ones provided the use of a well developed quantum-chemical (QCh) approach of the reaction coordinate in the study of atomic structure transformation under deformation. The tension force is determined as the residual gradient of the total energy along the selected mechano-chemical internal coordinate under a complete optimization over all other internal coordinates [5].

The quantum-mechanochemical-reaction-coordinate simulations have been performed to investigate the mechanical properties of pristine and hydrogen functionalized (5,5) nanographene (Fig.1). The simulations disclosed atomically matched peculiarities that accompany the deformation-failure-rupture process occurred in the bodies. A comparative study of the deformation peculiarities related to equi-carbon-core (5,5) nanographene and nanographane sheets exhibited a high stiffness of both bodies that is provided by the related hexagon units, namely benzenoid and cyclohexanoid, respectively. The two units are characterized by anisotropy in the microscopic behavior under elongation along mechanochemical internal coordinates when the later are oriented either along (zg) or normally (ach) to the C-C bonds chain. The unit feature in combination with different configuration of their packing with respect to the body C-C bond chains forms the ground for the structure-sensitive mechanical behavior that is different for zg and ach deformation modes. Hydrogenation of graphene drastically influences behavior and numerical characteristics

of the body. Typical to graphene tricotage-like pattern of graphene failure is considerably suppressed. Besides that, the spatial region of elastic regime is remarkably shortened and a rubbery high-elasticity state has been exhibited for graphane. The tensile strengths at fracture constitute 62% and 59% of graphene for *ach* and *zg* modes, respectively while the fracture strains increase therewith by 1.7 and 1.6 times. The Young's moduli of the two deformation modes of graphane decrease by 1.8 and 2 times. The performed simulations have shown that the main part of the change occurs at a molecular level and is provided by the

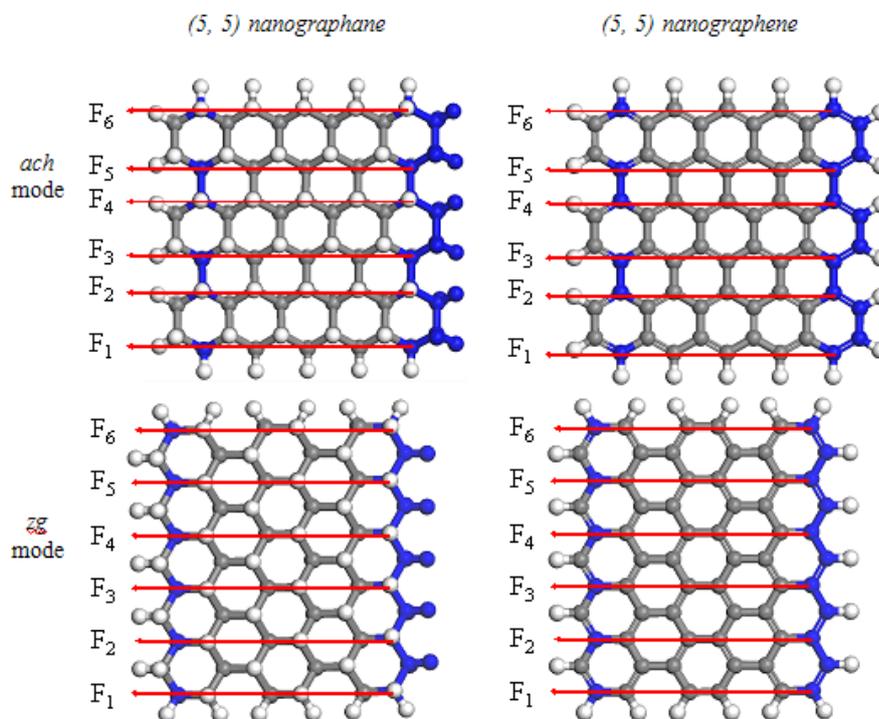


Figure 1. Configuration of six mechanochemical internal coordinates related to two deformation modes of graphane and graphene (5,5) nanosheet. White and gray balls mark hydrogen and carbon atoms in equilibrium position. Edge carbon atoms are terminated by two and one hydrogen atoms for graphane and graphene, respectively. Atoms marked in blue are excluded from the optimization procedure.

substitution of benzenoid units of graphene by cyclohexanoid ones of graphane. Additional contribution is connected with the difference of the units packing in the honeycomb bodies. A vibration-involving deformation concept has been successfully applied to explain the decrease of the Young moduli connecting the latter with softening C-C stretching vibrations in due course of the sp^2 -to- sp^3 bonding transition. A justified prediction concerning elastic parameters of fluorographane has been made.

1.E.F.Sheka, N.A.Popova, V.A.Popova, E.A.Nikitina, L.Kh.Shaymardanova. Structure-sensitive mechanism of nanographene failure. arXiv:1005.0796 [cond- mat_mess-hall], 2010.

2.E.F.Sheka, N.A.Popova, V.A.Popova, E.A.Nikitina, L.Kh.Shaymardanova. Structure-sensitive mechanism of nanographene failure. J. Exp. Theor. Phys. 112, 602-611. 2011.

3.E.F.Sheka, N.A.Popova, V.A.Popova, E.A.Nikitina, L.Kh.Shaymardanova. A tricotage-like failure of nanographene. J. Mol. Mod. 17, 1121-1131, 2011.

4.E.F.Sheka, N.A.Popova. Mechanochemical reaction in graphane under uniaxial tension. arXiv:1106.0837v1 [cond-mat.mtrl-sci], 2011.

5.E.A.Nikitina, V.D.Khavryutchenko, E.F.Sheka, H.Barthel, J.Weis. Deformation of poly(dimethylsiloxane) oligomers under uniaxial tension: Quantum chemical view. J. Phys. Chem. A, 103, 11355, 1999.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ БИМЕТАЛЛА, ПОЛУЧЕННОГО ПО КОМБИНИРОВАННОЙ ТЕХНОЛОГИИ "СВАРКА ВЗРЫВОМ + ПАКЕТНАЯ ПРОКАТКА"

Шишкин Т.А., Первухин Л.Б

Россия, ИСМАН, smaimbrik@mail.ru

STUDY OF STRUCTURE AND PROPERTIES OF THE BIMETAL, OBTAINED ON THE COMBINED TECHNOLOGY OF "EXPLOSIVE WELDING + SANDWICH ROLLING"

Shishkin T.A., Pervukhin L.B.

The combined method "explosive welding + sandwich rolling" for preparing the bimetal with the cladding layer made of the wear-resistant tool steel and the basis made of the carbon and low-alloy steels were created. The thin layer of low-carbon steel was substituted by explosive welding to the surface of basic steel and the surface of cladding layer. With the hot rolling of packet the compound was formed between the layers of low-carbon steel. Structure and properties of the obtained materials were investigated.

Известно, что высокой износостойкостью обладают стали и сплавы с высоким содержанием карбидов металлов в состоянии закалки на максимальную твёрдость. Эти материалы относятся у трудносвариваемым для них характерны низкая пластичность, что затрудняет их использование в качестве износостойкого и ударостойкого слоя в современных технологиях получения биметаллов. В частности, при сварке взрывом инструментальных сталей типа У8, 9ХС, Р6М5, Х6Ф1 толщиной более 8 мм образуются трещины, которые идут на всю толщину стали, наблюдаются разрушения плакирующего и основного слоев, микронесплошности на границе раздела. В работе [1] предлагается проводить сварку взрывом с подогревом до высоких температур, что при использовании взрывчатых веществ дорого и не безопасно. Высокое содержание углерода в этих материалах не позволяет производить качественный биметалл пакетным способом, кроме того затруднено изготовление пакетов из-за образования закалочных структур в процессе электродуговой сварки.

Для изготовления биметалла с плакирующим слоем из износостойких инструментальных сталей и основой из углеродистых и низколегированных сталей был создан комбинированный способ: сварка взрывом + пакетная прокатка. Сваркой взрывом на поверхность основной стали и поверхность плакирующего слоя наносится тонкий слой малоуглеродистой стали. Затем из полученных двухслойных заготовок собирается пакет так, чтобы при горячей прокатке пакета соединение происходило между слоями малоуглеродистой стали.

Наличие на поверхности инструментальной стали слоя малоуглеродистой стали позволяет при сборке пакета произвести надёжную его герметизацию электродуговой сваркой. После электродуговой сварки пакета производится пакетная прокатка, сваривающая между собой малоуглеродистую сталь приваренную взрывом к основной стали и малоуглеродистую сталь приваренную взрывом к плакирующему слою. Полученные трёхслойные листы из инструментальной, малоуглеродистой и углеродистой стали могут подвергаться дальнейшей прокатке до необходимой толщины.

По описанной технологии была изготовлена опытная партия листов марки У8А+Ст.3+45ХСНМФА толщиной 4,5 и 6,5 мм.

Ультразвуковой контроль сплошности соединения на всех стадиях изготовления выявил наличие несплошностей в краевых зонах после прокатки пакетов.

Прочность соединения слоёв между малоуглеродистой сталью полученной сваркой взрывом на отрыв составил 250-280 МПа, соединение между углеродистыми слоями при пакетной прокатке имели прочность 150-210 МПа.

Исследования структуры на оптическом и электронном микроскопах зоны соединения, в том числе поверхности после испытаний образцов на отрыв выявили зоны диффузии углерода в инструментальную сталь.

Определена микротвёрдости в зоне соединения на всех стадиях изготовления и термообработки. Микротвёрдость сварной зоны составляла от 200 HRV

Литература:

1. Конон Ю.А., Первухин Л.Б., Чудновский А.Д. Сварка взрывом. - М.: Машиностроение, 1987. - 216с.

СИНЕРГИЗМ СИСТЕМЫ НАНОТРУБОК ОКСИДА ТИТАНА

Юдин В.В., Щеголева С.А., Титов П.Л., Заиченко А.С., Кондриков Н.Б.

Россия, Дальневосточный федеральный университет, sveta170@bk.ru, yudinvv@mail.ru

THE SYNERGETICS OF SYSTEMS NANOTUBE TITANIUM OXIDE

Yudin V.V., Schegoleva S.A., Titov P.L., Zaichenko A.S., Kondrikov N.B.

Character of the electrochemical diffusion leading high-ordered to system nanotube titanium oxide is identified. It is proved that the diffusion is a autowave process of flights of Levi.

Ставится и решается задача по идентификации характера электрохимической диффузии при получении на платиновом аноде упорядоченной системы нанотрубок оксида титана. Был снят профиль электрического импульса для проверки гипотезы на скейлинг. Оказалось, что в целом фронт импульса не может быть аппроксимирован экспоненциальным распределением. По крайней мере, асимптотика подчиняется гиперболическому закону с показателем $\gamma = -0,348$. Этот показатель ниже единицы, что указывает на существенное дальноедействие [1, 2]. По своей топологии фронт импульса обладает на разных масштабах одинаковой структурой, чего и требует скейлинг. Следующим шагом явилось получение ансамбля реализации случайного процесса, протекающей электрохимической реакции на платиновом аноде, обеспечивающем режим получения нанотрубок оксида титана. По топологии эти реализации оказались существенно сложными. В общем они представляют собой кусочно-непрерывный процесс резких скачков, осложненных участками высокочастотных (ВЧ) осцилляций с местными трендами. Эти тренды представляются кусками кривых второго порядка. Так же может присутствовать общий тренд и низкие частоты (НЧ). Ставится задача идентифицировать статистику резких переключений режима окисления. Для этого необходимо провести серию фильтраций, которые бы обеспечили устранение различных типов трендов, низких частот. Заметим, что тонкая структура токовых импульсов реализуется сигнум или релейной функцией. Серии реализаций с целью выделения резких фронтов предварялась полиномиальной аппроксимацией, в результате которой удаляется основной тренд. Затем, используя понятие верхних огибающих, строим линию местных трендов, и серией фильтров (до 350 шт) последовательно убираем НЧ-составляющую. В результате получаем хорошо центрированный случайный процесс, содержащий только ВЧ-компоненту и фронты переключения.

На следующем шаге ставится задача убрать ВЧ- составляющую. Для чего используется медианный фильтр с соответствующим окном. Получаем выглаженную реализацию тонкой топологической структуры электрохимического тока, приводящего к режиму нанотрубок. Так приготовленный процесс будет одной из координат будущего аттрактора в режиме получения нанотрубок оксида титана. В качестве второй координаты очевидно надо взять первую производную. Затем надо строить в этом фазовом пространстве аттрактор диффузионного тока и его идентифицировать. Наши случайные процессы в результате обширного pilot-анализа содержат информацию только относительно резких переключений, которые по временным масштабам достаточно значительны, а их вероятность далека от нуля. Уже на качественном уровне рассмотрения мы сталкиваемся с аномальным типом статистики, когда достаточно большие амплитуды не являются маловероятными, тем более, редкими [3,4]. Прежде чем диагностировать вид аттрактора, попробуем провести предварительный анализ самих приготовленных реализаций диффузионного тока. Для них характерны наряду с режимами переброса два квазистойчивых состояния наличия ВЧ- дребезгов. Вообще говоря, флуктуирует и центр реализации. Но в целом напрашивается триггерная модель представления. Как мы уже говорили нас будут интересовать статистические и спектральные свойства моментов переключения. А эти моменты являются нулями наших реализаций. Особенно четко это видно на производных. Поэтому предварительно до аттрактивного анализа были произведены статистические оценки распределений нулей, а также распределения значений и приращений процесса. Кроме того, были получены спектральные оценки для несглаженной и сглаженной реализаций процессов [5]. Все это нужно для того, чтобы иметь дополнительную информацию к аттрактивной интерпретации режима получения нанотрубок.

По своему «диффузионному» смыслу большие и резкие фронты соответствуют большим аномальным диффузионным скачкам легких ионов электролита. Видимо они являются следствием столкновения с тяжелыми ионами. В общем статистический характер столкновений броуновский. Это значит, что поток нулей должен иметь в среднем равномерный характер и выглядеть линейной реализацией потока.

Нетрудно догадаться, что расстояния между столкновениями легких с тяжелыми ионами как раз и является полетами Леви. В этих терминах мы изучаем статистику полетов Леви, а также аттрактор полетов Леви [3,4, 6]. Энергетический спектр сглаженной реализации обладает локальной модой строго приходящейся на 10 сек, причем сама она как бы вырастает из шумовой подошвы. Энергетический спектр триггерного процесса после вычета полиномиального тренда и НЧ- составляющей будет выглядеть весьма характерно и имеет до 14 субгармоник. Это обстоятельство указывает на то, что поток полетов Леви характеризуется весьма четкой периодичностью.

Поскольку этот факт весьма важен, то необходимо получить данные и с другой стороны. Тогда надо использовать самый прямой метод построения гистограммы распределения расстояний между нулями триггерного процесса [5]. Реализуя эту методику мы получили весьма четкий частотный мод с топологией δ -функций, образующих очень строгую периодическую решетку: 10, 20, ... ,90 сек. Огибающая амплитуд такого многомодального распределения экспоненциально спадает. Тем самым приходится сделать промежуточный вывод о том, что полеты Леви подчиняются строго периодическому процессу.

И, наконец, об аттракторе полетов Леви. Он в целом соответствует триггерному режиму, и в топологическом смысле представляет собой спираль из жестких циклов со случайными шагом и диаметром каждого витка. Такая структура аттрактора Леви не противоречит уникальной статистике нулей, которая обладает жесткой фиксированной решеткой временного квантования. Поток нулей, который является по своей сути суммарным и простейшим, состоит из четко проквантованных детерминированных парциальных потоков δ -функций. В таком случае мы имеем квазистохастическую смесь периодических парциальных потоков δ -функций. Странность аттрактора диффузионного тока полетов Леви как раз этим и объясняется. Но сам аттрактор указывает на существование квазистохастического по фазе строго периодического режима парциальных полетов Леви, которые следует отнести к типу автоколебаний, автоволн.

Перейдем к построению количественных характеристик степени упорядоченности нанотрубок оксида титана. Были получены РЭМ и ПЭМ изображения нанотрубок, которые обрабатывались по когерентным методикам [5]. Снятые ДКФ позволили идентифицировать тип общего упорядочения системы нанотрубок. ДКФ обладает диффузным гало на спекловой картине. Это указывает на нелинейный, модуляционный характер общего упорядочения нанотрубок [5, 7].

Затем по штатным методикам считалась фрактальная размерность как в двумерном приближении, так и в методике потоков проекций нанотрубок на сетку гридов. Полученная фрактальность оказалась одна и та же в обоих методиках и равна 2. Хотя принцип скелинга налицо, но фрактальная размерность не является дробной. Данная оценка означает, что нанотрубки плотноупакованы на евклидовой плоскости, причем без дефектов. Вышеупомянутая оценка является интегральной характеристикой данного упорядочения [1]. Была также определена локальная упорядоченность ближайшей координационной звезды нанотрубок. Привлекалась энтропийная методика в конфигурационном представлении. Степень освоенности порядка этим локальным выражением составляла 39-46%. Это означает, что в локальном смысле кластеры нанотрубок имеют почти одинаковую долю упорядоченности и хаотичности.

Для доказательства адекватности изучаемого режима странной диффузии были построены энергетические спектры самого тока и сечения ДКФ системы нанотрубок [5, 7]. По своей топологии они оказались вполне идентичны. Оба спектра обладают нелинейным модуляционным характером, что указывает на их причинно-следственную связь.

Литература:

- 1.Юдин В.В., Титов П.Л., Михалюк А.Н. Известия РАН. Серия физическая. 2009. Т. 73, №9. С. 1340-1347.
- 2.Юдин В.В., Титов П.Л., Михалюк А.Н. Теоретическая и математическая физика, 2010, Т.164. С.88-107.
- 3.Никитин А.П., Чернавская О.Д., Чернавский Д.С. Труды института общей физики им. А.М. Прохорова. РАН. 2009, Т. 65. С. 107-123.
- 4.Романовский М.Ю. Труды института общей физики им. А.М. Прохорова. РАН. 2009, Т. 65. С. 20-28
- 5.Юдин В.В. Стохастическая магнитная структура пленок с микропористой структурой. М.: Наука. 1987. 236с.
- 6.Рудой Ю.Г. Наука – фундамент решения технологических проблем развития России. 2007. №2. С.74-101
- 7.Григорьев С.В., Григорьева Н.А. и др. Письма в ЖЭТФ. 2007. Т.85, в.9. С.549-554

***СЕКЦИЯ 9 - НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ
(ВКЛЮЧАЯ БИОМЕДИЦИНСКИЕ
МАТЕРИАЛЫ, ПОЛИМЕРЫ,
ДЕМПФИРУЮЩИЕ, ОГНЕСТОЙКИЕ)***

ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОЛИСТИРОЛЬНЫХ ПЛЕНОК, МОДИФИЦИРОВАННЫХ ФУЛЛЕРЕНАМИ

Алексеева О.В., Носков А.В., Краев А.С., Агафонов А.В.

Россия, Учреждение Российской академии наук Институт химии растворов РАН, г. Иванов,
e-mail: avn@isc-ras.ru

DIELECTRIC PROPERTIES OF POLYSTYRENE FILMS FILLED WITH FULLERENES

Alekseeva O.V., Noskov A.V., Kraev A.S., Agafonov A.V.

Capacitance and dielectric loss tangent for both polystyrene films and polystyrene films filled with fullerenes were measured. It is revealed that the nano-carbon fillers reduce the dielectric constant of the polymer material. The results indicate a weak polarity of the studied polymer materials.

Одно из приоритетных направлений в современной химии и материаловедении – это создание полимерных нанокомпозитов с регулируемой структурой и свойствами. Для практического применения в промышленности, медицине, фармакологии особый интерес представляют композиты полимеров с нанокремнекислотными частицами – фуллеренами [1].

В настоящей работе проведена модификация полистирола (ПС) фуллеренами (C_{60}) и изучены диэлектрические свойства полученных композитов. Фуллеренсодержащие полистирольные пленочные композиты получали методом полива раствора с последующим испарением растворителя. Для оценки диэлектрических свойств пленок были измерены их емкость и тангенс угла диэлектрических потерь. Расчет диэлектрической проницаемости вещества пленки (ϵ) проводили с использованием формулы для емкости плоского конденсатора:

$$C = \frac{\epsilon \epsilon_0 S}{d}$$

где S – площадь электрода, d – толщина диэлектрического слоя (пленки), $\epsilon_0 = 8.854 \cdot 10^{-12}$ Ф/м – диэлектрическая постоянная.

Проведенные исследования показали, что для всех образцов электрическая емкость практически не изменяется с частотой (при $f = 25 \div 5 \cdot 10^5$ Гц), что свидетельствует о неполярности (слабой полярности) полученных полистирольных и композиционных фуллеренсодержащих пленок [2-3]. Как видно из таблицы, введение нанокремнекислотных наполнителей снижает диэлектрическую проницаемость полимерного материала.

Таблица: Влияние состава раствора на диэлектрическую проницаемость полученных пленок.

Состав раствора	d , мм	C , пФ	ϵ
17%ПС + о'ксилол	0.304	14.87	1.64
17%ПС+0,1% C_{60} +о'ксилол	0.105	27.78	1.06
22%ПС+о'ксилол	0.220	20.93	1.67

Вывод о слабой полярности изученных полистирольных систем подтверждается результатами анализа частотной зависимости тангенса угла диэлектрических потерь: в интервале $100 \div 10^5$ Гц установленные значения $\tan \delta$ не зависят от частоты и составляют $10^{-3} \div 10^{-4}$. В то же время, вне этого частотного диапазона имеются два максимума, что может свидетельствовать о релаксационных процессах. В пределах точности полученных результатов соответствующие времена релаксации равны $6 \cdot 10^{-2}$ и $6 \cdot 10^{-5}$ с для всех исследованных образцов.

Литература.

1. Караулова Е.Н., Багрий Е.И. // Успехи химии. 1999. Т. 68. № 11. С. 979-998.
2. Сканава Г. И. Физика диэлектриков (область слабых полей), М.: Гос. изд. технико-теорет. лит., 1949 - 500 с.
3. Тугов И.И., Кострыкина Г.И. Химия и физика полимеров, М.: Химия, 1989 - 432 с.

ЗАВИСИМОСТЬ ПЛОТНОСТИ ЭНЕРГИИ ДЕФОРМАЦИИ ОТ МИКРОСТРУКТУРЫ В ВОЛОКНИСТЫХ КОМПОЗИТАХ

Бардушкин В.В.,¹ Колесников В.И.,² Лапицкий А.В.,² Сычёв А.П.,³ Яковлев В.Б.¹

¹Россия, Национальный исследовательский университет Московский государственный институт электронной техники, e-mail: bardushkin@mail.ru;

²Россия, Ростовский государственный университет путей сообщения;

³Россия, Южный научный центр РАН, Ростов-на-Дону

DEPENDENCE OF DENSITY OF DEFORMATION ENERGY ON THE MICROSTRUCTURE IN FIBROUS COMPOSITES

Bardushkin V.V.,¹ Kolesnikov V.I.,² Lapitsky A.V.,² Sychev A.P.,³ Yakovlev V.B.¹

¹Russia, National Research University Moscow Institute of Electronic Technology;

²Russia, Rostov State University of Transport Communication;

³Russia, Southern Scientific Center of RAS

Modeling calculations of the volume density of deformation energy for fibrous composites with isotropic components are carried out. Model is based on general singularity approximation of the theory of random fields. The problem of the evaluation of the volume density of deformation energy in unidirectional matrix composites in dependence on the microstructure is solved.

Объемная плотность энергии деформации [1]

$$E(\mathbf{r}) = \frac{1}{2} \varepsilon_{ij}(\mathbf{r}) \sigma_{ij}(\mathbf{r}) \quad (1)$$

является важнейшей характеристикой, определяющей напряженно-деформированное состояние неоднородных материалов. В выражении (1) \mathbf{r} – радиус вектор случайной точки среды, а произведение тензоров деформаций $\varepsilon_{ij}(\mathbf{r})$ и напряжений $\sigma_{ij}(\mathbf{r})$ понимается как свертка по соответствующим индексам. Воспользовавшись обобщенным законом Гука $\varepsilon_{ij}(\mathbf{r}) = s_{ijkl}(\mathbf{r}) \sigma_{kl}(\mathbf{r})$, где $s_{ijkl}(\mathbf{r})$ – тензор податливости, получается

$$E(\mathbf{r}) = \frac{1}{2} s_{ijkl}(\mathbf{r}) \sigma_{kl}(\mathbf{r}) \sigma_{ij}(\mathbf{r}) \quad (2)$$

Основой анализа распределения локальных значений упругой энергии является установление связи между значениями напряжений $\sigma_{ij}(\mathbf{r})$ внутри элемента неоднородности и средними (внешними) напряжениями $\langle \sigma_{kl}(\mathbf{r}) \rangle$, приложенными ко всему композиту. Наиболее удобной характеристикой, позволяющей проводить подобный анализ, является оператор концентраций напряжений $K_{ijkl}^{\sigma}(\mathbf{r})$ (тензор четвертого ранга) [2]: $\sigma_{ij}(\mathbf{r}) = K_{ijkl}^{\sigma}(\mathbf{r}) \langle \sigma_{kl}(\mathbf{r}) \rangle$. Тогда выражение (2) можно переписать следующим образом:

$$E(\mathbf{r}) = \frac{1}{2} s_{ijkl}(\mathbf{r}) K_{klmn}^{\sigma}(\mathbf{r}) K_{ijpq}^{\sigma}(\mathbf{r}) \langle \sigma_{mn}(\mathbf{r}) \rangle \langle \sigma_{pq}(\mathbf{r}) \rangle \quad (3)$$

Для определения $K_{ijkl}^{\sigma}(\mathbf{r})$ необходимо решать уравнения равновесия упругой неоднородной среды. Наиболее простым приближением, учитывающим взаимодействия включений, является обобщенное сингулярное приближение теории случайных полей [3]. В этом случае выражение для $K_{ijkl}^{\sigma}(\mathbf{r})$ имеет следующий вид (индексы опущены, угловые скобки определяют процедуру усреднения по объему) [1, 2]: $K^{\sigma}(\mathbf{r}) = c(\mathbf{r})(I - gc''(\mathbf{r}))^{-1} \langle c(\mathbf{r})(I - gc''(\mathbf{r}))^{-1} \rangle^{-1}$, где c – тензор модулей упругости; I – единичный тензор четвертого ранга; двумя штрихами обозначена разность между

соответствующими параметрами неоднородной среды и однородного тела сравнения; тензор g – интеграл от сингулярной составляющей второй производной тензора Грина уравнений равновесия [3]: $g_{ijkl} = a_{i(kl)(j)}$, где $a_{iklj} = -\frac{1}{4\pi} \int n_k n_j t_{il}^{-1} d\Omega$, $d\Omega = \sin \theta d\theta d\varphi$, t_{il}^{-1} – элементы матрицы, обратной матрице \mathbf{T} с элементами $t_{il} = c_{iklj}^c n_k n_j$, а n_k и n_j – компоненты вектора внешней нормали к поверхности включения (верхним индексом «с» обозначаются упругие характеристики тела сравнения). По парам индексов i и j , k и l , заключенным в выражении для тензора g в круглые скобки, осуществляется операция симметризации. Для эллипсоидальных включений в форме волокон с главными полуосями l_1 , l_2 и $l_3 \rightarrow \infty$ компоненты вектора нормали определяются соотношениями $n_1 = \sin \theta \cos \varphi / l_1$, $n_2 = \sin \theta \sin \varphi / l_2$, $n_3 \rightarrow 0$. В качестве параметров тела сравнения можно использовать упругие модули матрицы [2].

В работе исследована зависимость объемной плотности энергии упругого поля от микроструктуры (среднего расстояния между волокнами) в однонаправлено армированных эллипсоидами вращения ($l_1 = l_2$) композитах.

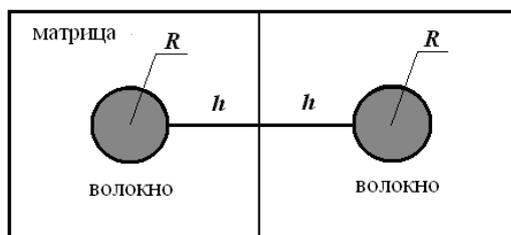


Рис. 1. Схема размещения волокон в композите: два соседних элементарных объема в плоскости поперечного сечения

Рассмотрим некоторый усредненный элементарный объем, в котором находится одно цилиндрическое волокно, ориентированное вдоль оси z . Среднее расстояние между волокнами можно найти, анализируя два находящиеся рядом элементарных объема и рассматривая сечение, перпендикулярное оси z (рис. 1). Пусть отдельное волокно занимает объем прямоугольного параллелепипеда с квадратным основанием и соответствующим ребром $l = 2(h + R)$, тогда площадь основания элементарной ячейки будет $S = l^2 = 4(h + R)^2$, а площадь поперечного сечения волокна $S_v = \pi R^2$ (индекс «в» обозначает величины, относящиеся к включению, а «м» – к матрице). Считая, что концентрация волокон $v_v = S_v / S$, получим $v_v = 0,25\pi(1 + h/R)^{-2}$, $v_v + v_m = 1$. Отсюда параметр h/R , характеризующий микроструктуру композита, может быть выражен через концентрацию волокон в виде $h/R = 0,5\sqrt{\pi/v_v} - 1$.

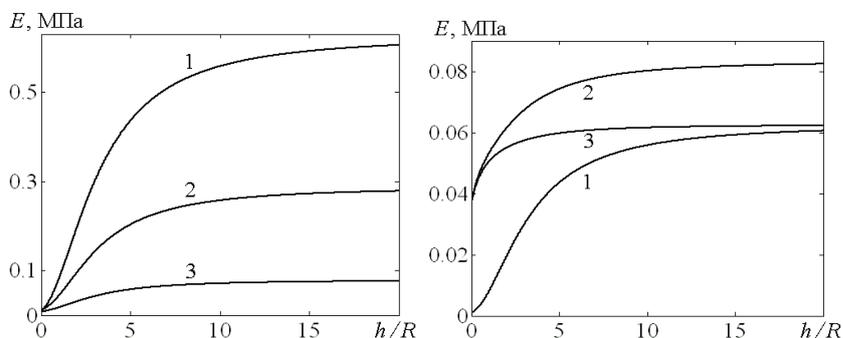


Рис. 2. Зависимости $E(\mathbf{r})$ в волокне (а) и в матрице (б) при разных внешних воздействиях (МПа): 1 – $\sigma_{11} = \sigma_{22} = 0$, $\sigma_{33} = 1$; 2 – $\sigma_{11} = \sigma_{22} = 1$, $\sigma_{33} = 0$; 3 – $\sigma_{11} = \sigma_{22} = \sigma_{33} = 1$

С целью изучения зависимости $E(\mathbf{r})$ от параметра микроструктуры h/R по соотношению (3) были проведены модельные расчеты для волокнистого композита с изотропными компонентами и со значениями объемных $K_B = 80$, $K_M = 8$ и сдвиговых $\mu_B = 30$, $\mu_M = 3$ модулей упругости (ГПа). При этом внешнее воздействие $\langle \sigma \rangle$ описывалось матрицей

$$\langle \sigma \rangle = \begin{pmatrix} \sigma_{11} & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_{22} & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_{33} \end{pmatrix}, \text{ МПа.}$$

На рис. 2 представлены расчетные зависимости объемной плотности энергии деформации $E(\mathbf{r})$ от параметра микроструктуры h/R .

На основании проведенных исследований и расчетов можно заключить, что для однонаправлено армированных композитов, состоящих из изотропных материалов, зависимости $E(\mathbf{r})$ от параметра h/R имеют нелинейный характер. Причем при $2 < h/R < 10$ эта нелинейность проявляется наиболее существенно. На средних расстояниях между включениями $h/R > 15$ происходит стабилизация $E(\mathbf{r})$.

Литература:

1. Колесников В.И., Чекакина И.И., Бардушкин В.В., Сычѳв А.П., Яковлев В.Б. Энергетический подход при моделировании формирования текстуры в поликристаллах под влиянием внешних напряжений // Вестник Южного научного центра РАН. – 2008. – Т. 4. – № 3. – С. 3-8.

2. Колесников В.И., Бардушкин В.В., Сычѳв А.П., Яковлев В.Б. Влияние микроструктуры на локальные значения напряжений и деформаций в волокнистом композите // Вестник машиностроения. – 2005. – № 8. – С. 35-38.

3. Шермергор Т.Д. Теория упругости микронеоднородных сред. – М.: Наука, 1977. – 399 с.

Работа выполнена при поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России 2009-2013» и грантов РФФИ № 09-08-01232-а, № 10-08-01163-а.

АЭРОЗОЛЬНЫЕ НАНОСТРУКТУРНЫЕ ПОРОШКИ СОСТАВА $ZrO_2+12\text{МОЛЬ.}\%CeO_2$ И ПЕРСПЕКТИВА ИХ ПРИМЕНЕНИЯ В ДЕНТАЛЬНОЙ ИМПЛАНТОЛОГИИ

Виноградов Л.В.¹, Антипов В.И.¹, Колмаков А.Г.¹, Галахов А.В.¹, Баранов Е.Е.¹, Лазарев Э.М.¹, Хейфец М.Л.²

¹ Россия, ИМЕТ РАН, E-mail: antipov@imet.ac,

² Беларусь, Президиум НАН Беларуси.

AEROSOL POWDER OF NANOSTRUCTURED $ZrO_2 + 12 \text{ MOL.}\% CeO_2$ AND PROSPECTS OF THEIR APPLICATION IN DENTAL IMPLANTOLOGY

Vinogradov L.V., Kolmakov A.G., Galakhov A.V., Antipov V.I., Baranov E.E., Lazarev E.M., Kheifetz M.L.

Presents the results of laboratory tests to obtain submicron powders of $ZrO_2 + 12 \text{ mol.}\% CeO_2$ by ultrasonic spray pyrolysis. With the help of specially designed experimental setup have been synthesized fine powders of spherical not contain strong multiparticle agglomerates. A subsequent X-ray analysis showed the presence of individual powder particles nanofragmentary structures that enhance their activity during sintering. Made of ceramic powders, experimental samples have properties similar to the mechanical characterization of products from $ZrO_2 + 12 \text{ mol.}\% CeO_2$ ceramics manufactured on the basis of ultrafine powders of more complex and expensive technologies. At the same time, new material from the powder has a higher resistance when working in hot solutions, which makes it extremely attractive for dentists working in the field of modern dental implantology.

В современной стоматологии, благодаря появлению новых наукоёмких технологий и методик, на передовые позиции стремительно выходит дентальная имплантология [1], вызывающая огромный интерес у специалистов стран всего мира, включая в первую очередь врачей из США и стран Западной Европы. Одним из ключевых моментов в данном способе протезирования является разработка качественных материалов для изготовления несъемных ортопедических конструкций. К зуботехническим материалам для имплантантов предъявляются чрезвычайно жёсткие требования. Они должны обладать химической стабильностью, хорошей биосовместимостью с живой тканью человеческого организма, и одновременно характеризоваться высокими показателями механической прочности и трещиностойкости. Желательно также, чтобы материал обладал пониженной теплопроводностью и имел бы окраску схожую с цветом естественных тканей зуба. В определённом смысле, указанным требованиям отвечает конструкционная керамика на основе оксида циркония состава $ZrO_2+3\text{моль.}\%Y_2O_3$. Данный тип керамики привлекает внимание врачей-стоматологов не только благодаря своим эстетическим характеристикам и хорошей биосовместимостью, но также и высокими механическими свойствами. Изделия из ультрадисперсных циркониево-иттриевых порошков имеют прочность порядка 900 МПа, а также обладают повышенной трещиностойкостью (K_{Ic}) - 5-8 МПа·м^{1/2}. Однако данный тип керамики страдает одним существенным недостатком. При работе в горячих водных растворах наблюдается постепенная деградация материала, обусловленная спонтанными полиморфными превращениями, сопровождаемыми появлением множественных микротрещин. В свою очередь, научно доказано [2], что более значительной гидростабильностью обладает циркониевая керамика стабилизированная CeO_2 . Важным моментом является ещё и то, что циркониево-цериевая керамика повышено трещиностойкостью, порядка 10-12 МПа·м^{1/2}, что весьма существенно для зубопротезных материалов. Обычно в качестве исходного сырья при создании этой керамики используют ультрадисперсные порошки, получаемые методом соосаждения из водных растворов минеральных солей. Однако подобные порошки склонны к образованию трудно разрушаемых агломератов, что существенно усложняет технологию изготовления изделий из них и заметно повышает стоимость самой керамики.

В настоящем исследовании осуществлена попытка получения субмикронных наноструктурированных керамических порошков состава $ZrO_2+12\text{моль.}\%CeO_2$ методом ультразвукового распылительного пиролиза жидких аэрозолей [3,4], который позволяет синтезировать порошки без образования агломератов. Синтез порошков осуществлялся с помощью экспериментальной лабораторной установки, в которой для образования аэрозольной среды использовался ультразвуковой генератор с резонансной частотой 2,6 МГц. Процесс пиролиза протекал в трубчатом кварцевом реакторе с максимальной температурой нагрева до 1100°C. Для приготовления рабочих растворов использовали водорастворимые смеси неорганических солей: кристаллогидратов хлорида циркония. Электронно-микроскопические исследования порошков показали, что частицы обладают сферической морфологией и не собираются в агломераты, а их средний размер равен 0,84 мкм. Рентгеноструктурный анализ порошков выявил 100% содержание тетрагональной модификации твердого раствора двуокиси циркония и церия, и при этом в частицах формируется наноразмерная поликристаллическая структура с размер внутренних кристаллитов \approx 16 нм. Была проведена оценка склонности новых аэрозольных порошков к спеканию в процессе обжига при температурах - 1450, 1500 и 1550 °C соответственно. Установлено, что с ростом температуры спекания плотность материала повышается и при 1550 °C достигает 99,6%. Одновременно с возрастанием плотности наблюдался и рост среднего размера зерна с 0,63 мкм при 1450 °C до 2,14 мкм при 1550 °C. Важно отметить, что при низкой температуре спекания ($T=1450^\circ C$), когда процессы рекристаллизационного роста зерен еще не столь ощутимы, средний размер зерна в структуре компакта (0,63 мкм) оказывается меньше размера исходных частиц в аэрозольных порошках (0,84 мкм). На рис.1 представлена микроструктура керамических образцов спеченных из аэрозольных порошков $ZrO_2+12\text{моль.}\%CeO_2$. Она характеризуется однородным распределением равноосных зерен с невысоким разбросом их по размерам.

Механические испытания показали, что средний предел прочности материала в таких образцах составил 683 МПа, а трещиностойкость $K_{Ic}=12,7$ МПа·м^{1/2}.

Полученные в ходе исследований результаты показали, что порошковый материал на основе аэрозольных порошков состава $ZrO_2+12\text{моль.}\%CeO_2$ обладает высокими механическими

характеристиками и имеет большие перспективы в качестве исходного сырья для создания высококачественной стоматологической керамики.

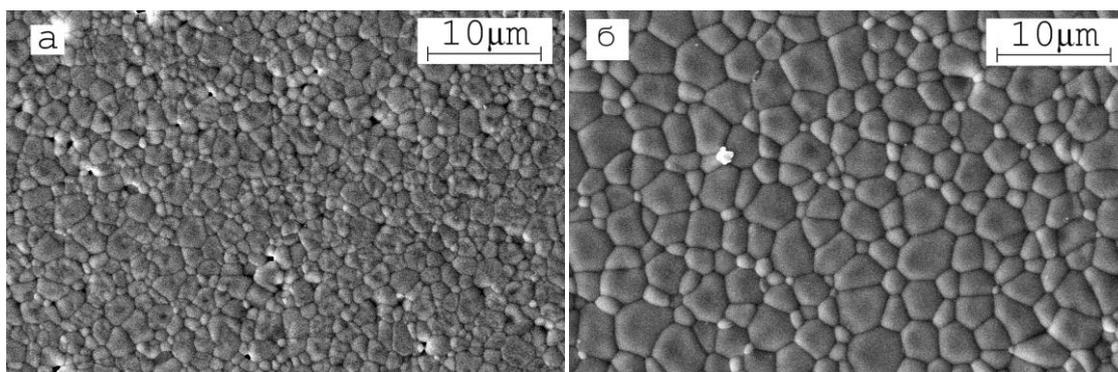


Рис.1. Микроструктура спеченных образцов керамики $ZrO_2+12\text{моль.}\%CeO_2$ при температурах спекания: а) - $1450^\circ C$, б) - $1550^\circ C$.

Литература :

- 1.Rajzbaum P. Piliers en ceramique Implant vol 7 Numero 3- 2001, p. 211 a 214.
- 2.Tsukuma K., Shimada M., Strength, fracture toughness and Vickers hardness of CeO_2 -stabilized tetragonal ZrO_2 polycrystals (Ce-TZP). J. Mater. Sci., 1985, v.20, p.1178–1184
- 3.Messing G.L., Zhang S.C., Jayanthi G.V. Ceramic Powder Synthesis by Spray Pyrolysis.- J.Am.Ceram.Soc., 1993, v.76, No.11, p.2707–26
- 4.Антипов В.И., Галахов А.В., Виноградов Л.В., Колмаков А.Г., Баранов Е.Е., Лазарев Э.М., Аладьев Н.А., Мухина Ю.Э. Трансформационно-упрочнённая $ZrO_2 - CeO_2$ керамика на основе порошков синтезированных методом ультразвукового распылительного пиролиза. // Перспективные материалы, 2011. №1. С.53-57.

Исследования проводились при поддержке РФФИ (09-03-01063-а, 10-08-90015-Бел_а , 11-08-90415-Укр-ф-а) и Программы Президиума РАН П-7

ИЗМЕНЕНИЕ СВОЙСТВ ПОЛИУРЕТАНОВ ПУТЕМ ВВЕДЕНИЯ КЕРАМИЧЕСКИХ НАНОЧАСТИЦ

Горбунов Ф.К.,¹ Волоскова Е.В.,¹ Полубояров В.А.,¹ Гурьянова Т.И.²

¹*Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН*

²*Новосибирский технологический институт Московского государственного университета дизайна и технологии (филиал)*

e-mail: sanych@solid.nsc.ru, f1123723@yandex.ru

CHANGE OF PROPERTIES POLYURETHANES BY THE INTRODUCTION OF CERAMIC NANOPARTICLES

Gorbunov F.K., Voloskova E.V., Poluboyarov V.A., Guryanova T.I.

The variants of polyurethane modification with ceramic nanoparticles have been discussed in the work. The main purpose of such modification has been to produce polyurethane which satisfies such physical and mechanical properties as strength, bending strength, abrasion strength, and optimal hardness and can be used to manufacture foot prosthesis. Such important properties as density, hardness, strength, tensile elongation and abrasion resistance have been determined for modified polyurethane. General regularities of the change of polyurethane properties depending on the filler (its type, time of mechanochemical treatment and composition) have been established as a result of the work.

Полиуретаны (ПУ) относятся к числу тех немногих полимеров, у которых можно направленно регулировать число поперечных связей, гибкость полимерных молекул и характер межмолекулярных взаимодействий. Это дает возможность получать из полиуретанов самые разнообразные материалы – синтетические волокна, термоактивные покрытия и пластмассы, твердые, мягкие эластомеры и главным образом пенополиуретаны (ППУ), как жесткие, так и мягкие.

Целью работы являлось изучение изменения свойств ППУ в зависимости от наполнения его керамическими частицами: корундом, карбидом кремния, аэросилом. Модифицирование ППУ керамическими частицами позволит регулировать их свойства при одном исходном составе материала – за счет разных размеров частиц керамических наполнителей.

Экспериментальная часть

Пенополиуретан получали на основе полиола и диизоцианата, путем вспенивания в закрытой форме.

В качестве модификаторов выбрали корунд ($\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$), карбид кремния (SiC) и аэросил (SiO_2).

Результаты и их обсуждение

При механохимической обработке наполнителей (корунд, карбид кремния) были получены следующие закономерности изменения удельной поверхности (рис. 1), а следовательно, и размеров частиц и агрегатов.

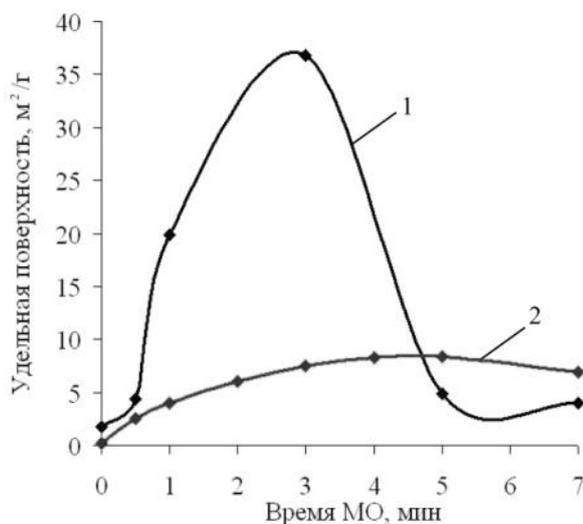


Рисунок 1. Изменение удельной поверхности корунда (1) и карбида кремния (2) в зависимости от времени его механообработки

Из данных рис. 1 следует, что в процессе диспергирования порошков корунда и карбида кремния при достижении минимального размера частиц происходит их укрупнение, агрегация в результате слипания частиц и других физико-химических явлений. Для каждого вещества существует соответствующее время механохимической обработки, после которого прекращается процесс диспергирования и наступает процесс агрегации частиц. Поэтому нами было выбрано время МО корунда (1 и 3 мин) и карборунда (3 и 5 мин), которое соответствует наименьшему и среднему размеру их частиц, а также исходный порошок.

Свойства полученных модифицированных ППУ представлены в табл. 1.

В ходе работы было установлено, что с увеличением содержания наполнителя в пенополиуретане, увеличивается плотность образцов за счет увеличения общей массы ППУ. Т.к. при большем содержании наполнителя в исходные компоненты добавлялось больше модификатора по массе, а процесс изготовления образцов проходит в замкнутой пресс-форме определенного размера и со строгим соотношением компонентов.

Также было отмечено, что наличие наполнителей в структуре пены приводит к снижению предела прочности при разрыве (табл. 1) и даже происходит разрушение пенополиуретана при изготовлении. Это можно объяснить тем, что в полиуретан вводится либо крупные частицы наполнителей, либо большое количество мелких частиц. Но не все наполнители так воздействуют на пенополиуретан. Вот, например, у образцов № 5 – 10 и № 14 – 19 наоборот увеличился предел прочности при разрыве. Это можно объяснить меньшим размером частиц наполнителей, увеличением

однородности структуры и усилением межмолекулярного взаимодействия между макромолекулами полимера.

Таблица 1. Свойства модифицированных пенополиуретанов

№	Название	Содержание наполнителя, %	Плотность, г/см ³	твёрдость по Шору А	Удлинение при разрыве, %	Предел прочности при разрыве, МПа	Удлинение под напряжением ($\sigma = 10$ МПа), %	Показатель истирания, мм ³ /м
1	ППУ исх	0,0	0,45	30,5	259,2	1,8	91,7	0,71
2	ППУ+корунд исх.	1,0	0,47	27,5	159,2	1,2	197,7	1,57
3	ППУ+корунд исх.	2,5	0,48	29,5	295,9	1,7	107,2	0,25
4	ППУ+корунд исх.	10,0	0,53	32,5	155,1	1,3	158,3	0,08
5	ППУ+корунд 1мин МО	1,0	0,45	26,5	139,6	1,1	132,9	0,14
6	ППУ+корунд 1мин МО	2,5	0,47	30,0	252,0	2,7	135,9	0,04
7	ППУ+корунд 1мин МО	10,0	0,53	30,5	289,8	2,9	138,8	0,07
8	ППУ+корунд 3мин МО	1,0	0,48	26,0	293,7	3,1	140,0	0,01
9	ППУ+корунд 3мин МО	2,5	0,49	27,0	265,1	2,5	157,4	0,06
10	ППУ+корунд 3мин МО	10,0	0,54	34,5	110,5	1,2	110,2	0,85
11	ППУ+ карборунд исх.	1,0	0,47	30,5	167,3	1,5	234,7	0,25
12	ППУ+ карборунд исх.	2,5	разрушился при изготовлении					
13	ППУ+ карборунд исх.	10,0	разрушился при изготовлении					
14	ППУ+ карборунд 3мин МО	1,0	0,48	28,0	174,7	1,4	216,3	0,41
15	ППУ+ карборунд 3мин МО	2,5	0,49	29,0	270,6	2,9	136,7	0,02
16	ППУ+ карборунд 3мин МО	10,0	0,53	32,0	190,0	2,0	121,6	0,03
17	ППУ+ карборунд 5мин МО	1,0	0,48	29,0	232,7	2,4	163,3	0,03
18	ППУ+ карборунд 5мин МО	2,5	разрушился при изготовлении					
19	ППУ+ карборунд 5мин МО	10,0	0,52	37,0	190,0	2,3	94,1	0,06
20	ППУ+аэросил	1,0	0,48	27,5	128,0	0,9	135,4	0,77
21	ППУ+аэросил	2,5	разрушился при изготовлении					
22	ППУ+аэросил	10,0	разрушился при изготовлении					

При модифицировании ППУ керамическими частицами происходит изменение показателя истирания. Используемые керамические наполнители (корунд, карбид кремния, аэросил) находят применение в других отраслях в качестве абразивов и поэтому они обладают повышенной прочностью, что сказывается на увеличении прочности модифицированного пенополиуретана.

Изменение свойств ППУ при введении керамических ультра- и наночастиц объясняется тем, что это приводит к уменьшению размера зерен полимера в структуре пены.

Выводы

Таким образом, модифицирование пенополиуретана нанодисперсными керамическими частицами приводит к изменению физико-механических показателей: повышение стойкости к истиранию, снижению твердости, увеличению прочности при разрыве, снижению остаточной деформации при удлинении. Но при увеличенных концентрациях наполнителя в ППУ происходят обратные реакции, приводящие к ухудшению свойств модифицированного пенополиуретана. Легким, прочным и износостойким можно считать модифицированный ППУ, содержащий в качестве наполнителя 1% корунда, обработанного в течении 3-х минут в мельнице АГО-2.

«ТОРСИОННОЕ» РАЗРУШЕНИЕ ЭПОКСИДНЫХ ПОЛИМЕРОВ И МАТРИЦ В ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛАХ

Деев И.С.,* Кобец Л.П.**

*ФГУП "Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов"
ГНЦ РФ г.Москва e-mail: admin@viam.ru

**ОАО Научно-производственный концерн «Композиционные материалы и технологии» г.Москва
e-mail: mail@emtc.ru

The micromechanics of fracture of epoxy polymers and composite materials based on them depending on the type of load and terms of testing. It is shown that viscous deformation in loaded polymer matrix spreads as a wave containing shear component and torsion (rotary) component, and is seen on several structure levels. During loading of composite materials the destruction of matrix in the inter fiber space happens according to the «torsion» mechanism. The results obtained are interpreted from the point of view of the cluster-hole model of plastic deformation of glasslike polymers.

Исследована микромеханика разрушения эпоксидных полимеров и композиционных материалов (ПКМ) на их основе в зависимости от вида нагружения и условий испытаний. При испытаниях полимеров на сдвиг обнаружено образование на поверхности разрушения регулярных полос (рисунок 1).

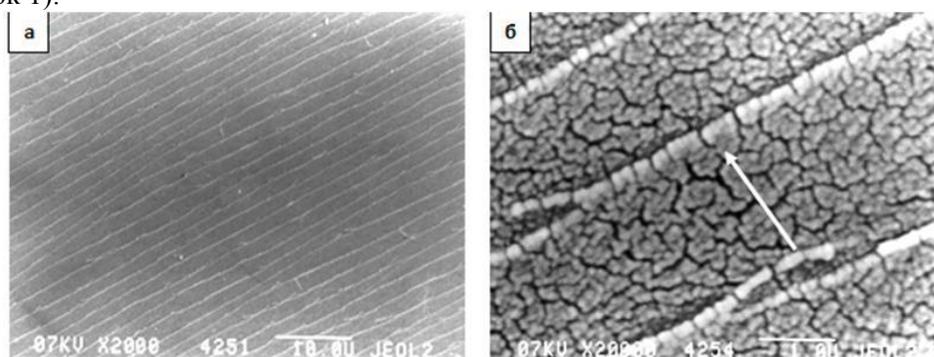


Рис. 5. Фрактография эпоксидного полимера после испытаний на осевое сжатие: а-х2000; б-х20000 (стрелкой показано направление макрорасслоения образца)

Проведенные авторами экспериментальные исследования поверхностей, по которым происходит разрушение ненаполненных эпоксидных полимеров, показали, что подобные полосы являются результатом возникновения протяженных цилиндрических фрагментов-«торсионов», диаметр которых равен шагу полос. Такое разрушение характерно и для матриц ПКМ. «Торсионная» мода разрушения наблюдается при испытаниях на сжатие, межслойный сдвиг, статический изгиб и др. как образцов из ненаполненного связующего, так и в ПКМ на основе углеродных, стеклянных и органических волокон (рисунок 2). Образующиеся «торсионы» имеют характерный диаметр порядка нескольких микрометров. Показано, что в нагруженной полимерной матрице пластическая деформация распространяется в виде волны, содержащей сдвиговую и торсионную (ротационную) компоненты, и наблюдается на нескольких структурных уровнях. При нагружении композиционных материалов разрушение матрицы в межволоконном пространстве происходит по «торсионному» механизму. Обнаружен следующий ряд эффектов «торсионной» моды разрушения матрицы:

- дробление «торсионов» большого диаметра на более мелкие;
- влияние величины адгезии волокна к матрице на геометрию «торсионов»;
- влияние величины адгезии волокна к матрице на расслоение «торсионов» по образующей цилиндра;
- зависимость диаметра и шага «торсионов», образующихся между слоями волокнистого наполнителя, от межслоевого расстояния.

Объяснение «торсионного» механизма разрушения матриц ПКМ проводили с позиций кластерно-дырочной модели пластической деформации стеклообразных полимеров.

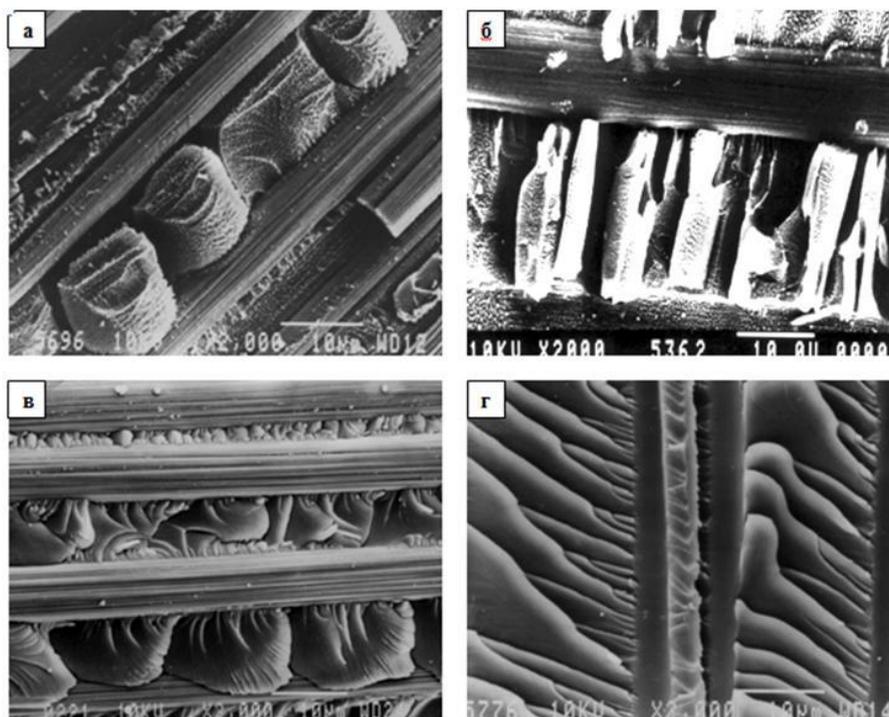


Рисунок 2. Виды «торсионного» разрушения эпоксидных углепластиков (а, б, в) и стеклопластика (г) при испытаниях на изгиб (а), межслойный сдвиг (б) и нормальный отрыв (в, г), x2000

ТЕРМОСТИМУЛИРОВАННЫЕ ТОКИ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ГИДРОКСИАПАТИТА КАЛЬЦИЯ

Захаров Н.А.,* Ключев В.А.,** Сенцов М.Ю.,* Топоров Ю.П.,** Захарова Т.В.*

*Институт общей и неорганической химии им. Н.С. Курнакова РАН, г. Москва

**Институт физической химии и электрохимии им. А.Н. Фрумкина РАН, г. Москва

E-mail: zakharov@igic.ras.ru

THERMOSTIMULATED CURRENTS OF NANOCRYSTALLINE CALCIUM HYDROXYAPATITE

Zakharov N.A., Klyuev V.A., Sentsov M.Y., Toporov Y.P., Zakharova T.V.

Nanocrystalline stoichiometric calcium hydroxyapatite $\text{Ca}_{10}(\text{PO}_4)_6(\text{OH})_2$ (NC HA), which is an analog of bone tissue inorganic component, was synthesized. Products of synthesis were identified using methods of physico-chemical analysis (XRD, FTIR, DTG, DSC, ESCA, SEM, TEM, DE). Temperature dependence of NC HA thermostimulated currents (TSC) in range 300 – 600 K was investigated. Influence of NC HA dispersion degree on the TSC was analyzed.

Неорганической компонентой минерализованных тканей млекопитающих является гидроксиапатит кальция $\text{Ca}_{10}(\text{PO}_4)_6(\text{OH})_2$ (ГА). Задача создания методов направленного синтеза ГА с заданным комплексом физико-химических характеристик для использования в качестве материала медицинских имплантатов предполагает развитие методов исследования материалов медицинского назначения и всестороннего изучения свойств таких материалов. В настоящем сообщении приведены результаты использования метода термостимулированных токов (ТСТ) для исследования синтетического стехиометрического ГА.

В интервале температур 300–600 К исследована температурная зависимость термостимулированных токов (ТСТ) стехиометрического нанокристаллического гидроксипатита кальция $\text{Ca}_{10}(\text{PO}_4)_6(\text{OH})_2$ и проанализировано влияние степени дисперсности на ТСТ.

Основные физико-химические характеристики объектов исследования проиллюстрированы в Табл. 1 и Рис. 1.

Таблица 1. Кристаллографические характеристики синтезированного НК ГА.

Образец	Неорганическая фаза	Массовая доля (%)	Параметры элементарной ячейки, Å		Размеры блока Коши, нм*	
			<i>a</i>	<i>c</i>	<i>D</i>	<i>D</i> ⊥
Продукт синтеза (НК ГА)	$\text{Ca}_{10}(\text{PO}_4)_6(\text{OH})_2$	100	9,442	6,878	56,8	13,6

* Размеры блока Коши параллельно (*D* ||) и перпендикулярно (*D* ⊥) оси «с» НК ГА.

В серии исследованных образцов имел место незначительный разброс значений абсолютной и относительной величин интенсивности пиков ТСТ. Для всех исследованных образцов НК ГА представлялось возможным выделить температурные области, соответствующие двум характерным пикам (Рис. 2) с максимумами в области температур ~373 К и ~503 К, согласующимися с данными термического анализа.

Феноменологические параметры термоактивационных процессов (энергию термической активации ($E(i)$), характеризующую глубину уровня ловушек данного типа относительно дна зоны проводимости; частотный фактор ($K_0(i)$), характеризующий вероятность освобождения электрона из ловушек определенного типа; время жизни делокализованного электрона в зоне проводимости $\tau=1/K_0$) определяли на основе уравнений формальной кинетики реакций первого порядка для образцов с наиболее типичным видом температурных зависимостей ТСТ:

$$-\frac{dC}{d\tau} = K_0 C^l e^{-\frac{E}{kT}} \quad (1)$$

(где C – концентрация активных центров, ответственных за ТСТ; τ – время; K_0 – частотный фактор; l – показатель порядка реакции; E – энергия активации; k – постоянная Больцмана; T – температура, К);

$$K_0 = \mu \frac{E}{kT_m^2} e^{\frac{E}{kT_m}} \quad (2)$$

(где T_m – температура, соответствующая максимуму кривой ТСТ; μ – скорость нагревания).

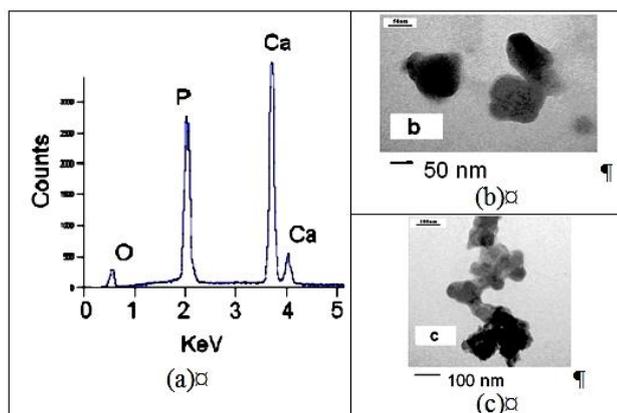


Рис. 1. Результаты химического спектрального анализа (а) образцов стехиометрического НК ГА. Агломераты НК ГА по данным просвечивающей электронной микроскопии (b, c). данным просвечивающей электронной микроскопии (b, c).

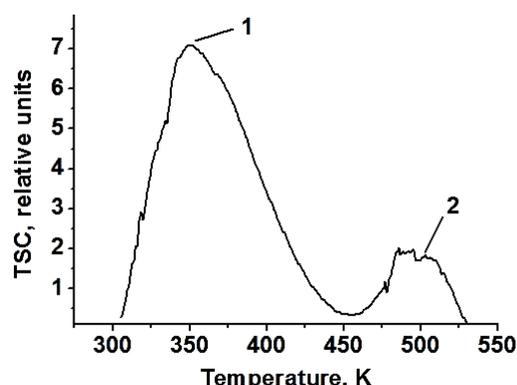


Рис. 2. Типичный спектр температурной зависимости ТСТ.

Таблица 2. Экспериментальные характеристики и расчетные параметры электронных ловушек спектров ТСТ с максимумами $T_m(i)$ ($i=1; 2$).

i	μ	$T_m(i)$, К	$T_{m/calc.}(i)$, К	$E(i)$, эВ	$K_0(i)$, с ⁻¹	$\tau=1/K_0$, с
1	0.35	349	382	0.65	$6.62 \cdot 10^6$	$1.51 \cdot 10^{-7}$
2	0.15	499	497	1.72	$6.65 \cdot 10^{14}$	$1.50 \cdot 10^{-15}$

$\mu=dT/dt$, град/с – скорость нагрева образцов; $T_m(i)$ – температура максимума пика (i), кривой ТСТ экспериментальная; $T_{m/calc.}(i)$ – температура максимума пика (i) кривой, ТСТ для аппроксимирующей кривой; $E(i)$ – энергия термической активации ловушек; $K_0(i)$ – частотный фактор; $\tau=1/K_0$ – время жизни делокализованного электрона в зоне проводимости.

Проведены интерпретация физической природы температурных зависимостей ТСТ НК ГА и сравнение полученных результатов с другими методами термоактивационного анализа (термостимулированной экзоэлектронной эмиссией, диэлектрическими измерениями).

Полученные результаты могут, наряду с существующими методами, быть использованы для физико-химического анализа НК ГА и создания методов направленного синтеза материалов с заданным комплексом свойств для медицинского применения.

За частичную финансовую поддержку исследований авторы выражают глубокую признательность Фондам Президиума РАН (ФНМ), ОХНМ РАН, РФФИ (ФОИН).

СТОЙКОСТЬ К РАЗРУШЕНИЮ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ НАНОСТРУКТУРНОГО ГИДРОКСИАПАТИТА

Иванченко Л.А., Куда А.А., Пархомей А.Р.

Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины

E-mail: osteo@ipms.kiev.ua

Многие искусственные материалы, в том числе стекло, ситаллы, керамика: на основе синтетического гидроксиапатита (СГА), смеси фосфатов кальция (СФК), как и природные на основе биогенного гидроксиапатита (БГА) содержат наноструктуры. В некоторых ситаллах и керамиках содержатся фазы, которые придают этим материалам ряд уникальных характеристик в виде биосовместимости, биоактивности и др. Гранулы ГА независимо от природы состоят из скоплений отдельных нанозерен с размерами 85-140 нм, собранных в агрегаты с размерами до 160 мкм [1, 2]. Микроструктуру композитов на основе ГА, упрочненного стеклом, можно характеризовать как вкрапления кристаллических частиц в стеклянную матрицу. Размеры кристаллических блоков достигают 1000 мкм и представляют собой те же агрегаты нанозерен, которые присутствуют в исходных гранулах ГА. Поры имеют неправильную форму, максимальный поперечный размер которых может достигать 270 мкм. В большинстве исследований композиционных материалов (КМ) типа ГА/стекло авторы уделяют значительное внимание прочности образцов и зависимости ее от

пористости (Таблица 1). Независимо от типа стекла, которое используется для упрочнения материала, возрастание его количества увеличивает прочность как на сжатие, так и на изгиб [1-3]. Несколько меньшее внимание исследователей уделено определению трещиностойкости и твердости КМ типа СГА/Р-Са стекло (фосфатнокальциевое) [3]. Установлено, что обе характеристики зависят от температуры спекания, которая влияет на величину остаточной пористости и процентное содержания α – и β - ТКФ (трикальцийфосфат) в структуре таких КМ. Увеличение прочности может быть связано либо с увеличением трещиностойкости или уменьшением размеров трещин. Увеличение количества Р-Са- стекла в составе КМ от 5 до 10 % мас. уменьшает их микротвердость.

Таблица. 1. Прочность ряда композитов на основе гидроксиапатита

Композит, состав в % мас.	Пористость, %	Прочность, МПа		Твердость МРам ^{1/2}	Трещиностойкость кг/мм ²
		сжатие	изгиб		
(90-60) СГА / (10- 40) Р-Са-стекло	3-65	4-45	6-41	0,54-1,45	234-594
(46-53) СГА/(47-54) Na–B–Si - стекло	45-78	13-18	5-13	-	-
(10-60) БГА/(40-90) Na–B–Si -стекло	26-30	127-140	23-32	-	-
(46-50) СФК/(50-54) Na–B–Si -стекло	26-61	37-135	23-26	-	-

В таблице 2 представлены результаты исследований ряда КМ на основе БГА с разным количеством стекла.

Основное внимание уделено прочности на разрыв, величине модуля Юнга и стойкости к растворению в физиологических средах исследованных биоматериалов.

Таблица 2. Некоторые параметры КМ на основе БГА с разным количеством стеклофазы.

Параметры	Спеченный БГА	БГА 15%Na–Si - стекла	БГА+32%Na–B–Si -стекла+Ce	БГА +50%Na–B–Si -стекла+Ce	*БГА +50%Na–B–Si -стекла+Fe
Кажущ. плотность, г/см ³	0,9-1,2	1,1-1,3	2,1-2,2	2,0-2,1	1,5-1,6
Пористость, %	57-65	50-52	27-32	28-31	27-35
Прочность на разрыв, МПа	15-20	15-20	22-24	34-37	25-27
Модуль Юнга, ГПа	–	22-23	56	20-31	23-25
Растворимость в физ. растворе, мг/см ² в сутки	0,73-0,80	≥0,85	0,05-0,06	0,02-0,03	≥0,1

*Микротвердость 150-460 МРам^{1/2}, прочность на сжатие 115-120 МПа.

Из анализа представленных результатов можно сделать вывод, что увеличение количества стекла незначительно увеличивает прочность на разрыв, но этого эффекта можно добиться легированием композитов церием.

Литература

1. V.V.Skorokhod, L.A.Ivanchenko, N.D.Pinchuk e.a. Porosity and bioactivity of hydroxyapatite-glass composites// Functional Materials.-2006, 13, 7№2: 260-64.

2. Сафина М.Н., Сафронова Т.В., Лукин Е.С. Керамика на основе фосфатов кальция с пониженной температурой спекания, содержащая резорбируемую фазу// Стекло и керамика.-2007.-№ 7.-С.19-24.

3. M.A. Lopes, F.J. Monteiro, Santos J.D. Glass-, reinforced hydroxyapatite composites: fracture toughness and hardness dependes on microstructural characteristics// Biomaterials-1999.- 20, - P.2085-2090.

ОБЪЕМНЫЙ БИОСОВМЕСТИМЫЙ КОМПОЗИЦИОННЫЙ НАНОМАТЕРИАЛ

Ичкитидзе Л. П.,¹ Селищев С. В.,¹ Табулина Л. В.,² Шулицкий Б. Г.,² Галперин В. А.,³
Шаман Ю. П.,³ Благов Е. В.⁴

¹Московский государственный институт электронной техники (МИЭТ)

²Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники (БГУИР)

³НПК «Технологический центр» МИЭТ⁴ Институт нанотехнологий микроэлектроники РАН (ИНМЭ)
e-mail: leo852@inbox.ru

BULK BIOCOMPATIBLE COMPOSITE NANOMATERIAL

Ichkitidze L.P., Selishchev S.V., Tabulina L.V., Shulitski B.G., Galperin V.A., Shaman Yu.P., Blagov E.V.

Investigated are the properties of the bulk biocompatible composite nanomaterials (BBCNM) based on bovine serum albumin (BSA) and multiwalled carbon nanotubes (MWCNT), which are either functionalized or non-functionalized. Concentrations of BSA and MWCNTs varied in the range of 10-30% and C \approx 0,0015-0,04%, respectively. In order to get the solid-state BBCNMs from the aqueous solutions of ultradispersed BSA+MWCNT used were the methods of nanotechnology and laser technology. It was ascertained that the density of BBCNMs is 20% higher than that of water and the hardness is 4-6 times higher than that of BSA. The increase of hardness Hv (by Vickers) of the BBCNMs correlated with the increase of C and reached a value of Hv \approx 300 MPa for the case of the non-functionalized MWCNTs, while for the case of the functionalized MWCNTs Hv was 25% less.

Вопросам риска и безопасности использования углеродных нанотрубок (УНТ), а так же наноматериалов и продуктов на их основе последнее десятилетие уделяется много внимания, о чем свидетельствует огромное количество выполненных проектов и опубликованных научных работ, в том числе и многочисленных обзоров. Из проделанных работ следуют важные выводы [1]: токсичность УНТ зависит от степени их очистки от различных примесей, в том числе от каталитических металлов; токсичность одностенных УНТ (ОУНТ) больше, чем у многостенных УНТ (МУНТ); после орального введения дозы 1 мг ОУНТ на 1 кг веса тела не наблюдалось гибели, патологических изменений или поведенческих изменений ни у одного животного (мыши, крысы) в течение 2 недель наблюдений; токсическое проявление ОУНТ меньше, чем токсичность такой же дозы частиц асбеста, введенных под кожу мышей; функционализированные УНТ значительно менее токсичны, чем нефункционализированные.

Согласно последнему выводу очевидно, что при выборе основы для создания наноматериалов, особенно для биомедицинских приложений, предпочтение следует отдавать функционализированным УНТ. Частично такой подход использован в работах [2,3] при получении композиционного материала БСА+МУНТ и исследовании их механических и прочностных характеристик, так как альбумин функционализирует УНТ.

С другой стороны, представляют самостоятельный интерес композиционные наноматериалы БСА+МУНТ, когда используемые в них МУНТ предварительно подвергаются функционализации. В настоящей работе исследуются механические свойства именно таких материалов.

Исследованные нами объемные композиционные наноматериалы (ОКНМ) содержали в качестве основных частей: альбумин и УНТ. Альбумин составляет около 60% белков плазмы крови человека и животных. Как бычий сывороточный альбумин (БСА), так и человеческий сывороточный альбумин (ЧСА) широко используются в медицинской практике, однако ЧСА менее стабилен, чем БСА. Выбор БСА был связан с его высокой биосовместимостью, широкой доступностью, стабильностью характерных параметров и удовлетворительной чистотой коммерческих образцов [4].

Для получения МУНТ использовался биметаллический катализатор Fe-Мо/MgO. Синтез МУНТ протекал при температуре 900 \circ C в потоке Ag и CH₄ в течение 40 минут. После синтеза материал подвергался многостадийной химической обработке, в результате которой происходила пришивка к МУНТ (в дальнейшем МУНТ_ф) функциональных групп, способствующих образованию стабильной водной суспензии.

В настоящей работе использовались способы получения ОКНМ, описанные в [1,2], где применялись различные нано- и лазерные технологии. При этом варьировались многочисленные технологические параметры, в том числе: мощность и длительность лазерного облучения, режим приготовления водных растворов БСА+МУНТ, длительность перемешивания, мощность и длительность ультразвуковой обработки, значение концентрации С углеродных добавок, температура и время дополнительной осушки изготовленных ОКНМ.

Исследования проводились на образцах из трех серий, представленных следующими элементами: I – БСА и БСА+сажа; II – ОКНМ на основе БСА и нефункционализированных МУНТ, т.е. БСА+МУНТ; III – ОКНМ на основе БСА и функционализированных МУНТ, т.е. БСА+МУНТ_ф. Все водные суспензии имели приблизительно одинаковые значения С, что облегчало сравнение их характеристик. Во всех сериях образцов составные части менялись в пределах концентрации: БСА – 10-30 мас.%, углеродные добавки – 0,0015-0,04 мас.%. В твердой форме БСА имеет золотистый цвет, однако при незначительных добавках $C \geq 0,0015$ мас.% углеродных частиц (сажа, МУНТ, МУНТ_ф) его цвет меняется от серо-коричневого до темно-черного. Оптические измерения показали: относительно воздуха коэффициент поглощения μ раствора 25 мас.% БСА при длине волны 0,90 мкм и соблюдении закона Бугера приблизительно равен $\mu \sim 0,012 \text{ мм}^{-1}$, а для суспензии 25 мас.% БСА+0,0017 мас.% МУНТ величина μ в 5 раз больше, чем для БСА. Следует подчеркнуть, что при идентичных условиях μ всегда выше для суспензий БСА+МУНТ_ф, чем для суспензий БСА+МУНТ или БСА+сажа. Высокое значение μ для суспензий БСА+МУНТ_ф несомненно упрощает

Образцы/Параметры	I серия		II серия	III серия
	БСА	БСА+сажа	БСА+МУНТ	БСА+МУНТ_ф
Отношение масс до и после сушения	3,8	3,9	3,6	3,5
Плотность, г/см ³	1,09	1,08	1,25	1,24
Твердость Нv, МПа	50	50	300	230

приготовление ОКНМ на их основе.

В таблице приведены измеренные механические параметры некоторых образцов, состоящих из 25 мас.% БСА и добавок углеродных частиц концентрации 0,035 мас.%.

Приведенные значения параметров являются типичными для всех исследованных образцов ОКНМ. Например, потеря общей массы за счет потери влаги (воды) в процессе приготовления и сушения образцов, более высокая (на ~20%) плотность конечного продукта относительно БСА и воды, и достаточно большое значение отношения величины твердости Нv по Виккерсу для ОКНМ к таковой у БСА – 4-6. Следует подчеркнуть, выборочные измерения прочности σ на разрыв образцов ОКНМ показали значения в 7-10 раз меньшие, чем их Нv.

Таким образом, незначительные добавки ($\leq 0,04$ мас.%) многостенных углеродных нанотрубок в альбумин позволяют получить наноматериалы (серии II и III) с характеристиками, значительно отличающимися от изначального материала (серия I): конечные продукты характеризуются значениями механических параметров (Нv~230-300 МПа и σ ~20-30 МПа), близкими к натуральной пористой костной ткани. Некоторое заниженное значение (на 30 %) твердости наноматериалов с функционализированными углеродными нанотрубками, относительно наноматериалов с нефункционализированными нанотрубками, по-видимому, компенсируется их повышенной степенью безопасности. Имеется в виду, что в наноматериалах данной серии углеродные нанотрубки подвергаются двухразовой функционализации.

Список литературы:

1. Ичкитидзе Л.П., Комлев И.В. / Углеродные нанотрубки и композитные наноматериалы: токсичность // Лазеры в науке, технике, медицине: сб. научных трудов. Т. 21 / Под ред. В.А. Петрова – М.: МНТОРЭС им. А.С. Попова. 2010, с. 103-113.
2. Андреева И.В., Баграташвили В.Н., Ичкитидзе Л.П., Подгаецкий В.М., Савранский В.В., Селищев С.В. / Исследование механических свойств биосовместимых объемных

- нанокompозитов, изготовленных лазерным методом // Медицинская техника, 2009, № 6(258), с. 1-9.
- Ичкиитидзе Л.П., Подгаецкий В.М., Пономарева О.В., Селищев С.В. / Механические свойства объемного нанокompозита, полученного при лазерного облучении // Изв. вузов. Физика, 2010, № 3/2, с. 125-129.
 - Уайт А., Хендлер Ф., Смит Э., Хилл Р., Леман И. Основы биохимии. В 3-х томах. Т.3. Пер. с англ. / Перевод Л.М. Гинопдмана; под ред. Ю.А. Овчинникова – М.: Мир, 1981. – 726 с.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ГАШЕНИЯ УДАРНЫХ ВОЛН ТВЕРДЫМИ ПОРИСТЫМИ МАТЕРИАЛАМИ, ЗАКЛЮЧЁННЫМИ В МЕТАЛЛИЧЕСКУЮ ОБОЛОЧКУ

Капустин Р.Д.¹, Первухин Л.Б.¹, Чудновский А.Д.², Казанцев А.Г.²

¹Россия, Учреждение Российской академии наук «Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН» (ИСМАН), e-mail: kapustin-roman@mail.ru

²Россия, ГНЦ РФ ОАО НПО Центральный научно-исследовательский институт технологии машиностроения (ЦНИИТМАШ).

THE EXPERIMENTAL EVALUATION OF THE EFFICIENCY OF SHOCK WAVES ENERGY DISSIPATION BY THE SOLID POROUS MATERIALS LOCATED INSIDE THE METAL SHELL

Kapustin R.D.,¹ Pervukhin L.B.,¹ Chudnovskii A.D.,² and Kazantsev A.G.²

¹Russia, Institute of Structural Macrokinetics and Materials Science, e-mail: kapustin-roman@mail.ru

²Russia, Central Research Institute for Machinery Industry (TsNITMash)

As is known, gas-liquid foams that are being used for effective dissipation of shock energy exhibit a restricted service life. In this work, we explored the applicability of solid refractory foams for the above purpose. The efficiency of shock energy dissipation was estimated in experiments with a camera the inner surface of which was covered with a layer of solid foamy material by measuring the strains arising upon explosion of TNT charges with a varied weight. The foamy materials under investigation showed good results: the efficiency of shock energy dissipation was found to attain a value of about 10 J/cm³.

Из опубликованных в настоящее время литературных данных известно, что наиболее эффективно применять для гашения ударной волны газожидкостные пены, однако они имеют существенный недостаток, а именно, ограниченное время стойкости при эксплуатации. В связи с этим, исследование возможности применения для гашения энергии взрыва твёрдых ячеистых материалов представляется актуальным.

Цель работы – определить эффективность гашения энергии взрыва твёрдыми ячеистыми материалами (твёрдыми пенами).

В представленной работе исследовался твёрдый огнеупорный алюмосиликатный ячеистый материал ВБФ-650. Он был выбран потому, что обладая малой плотностью (650-700 кг/м³) и высокой пористостью (до 70%), имеет прочность до 4 МПа, кроме того в отличие от большинства известных твёрдых пен, он пожаробезопасен, поскольку обладает огнеупорностью до 1600⁰С.

Исследования эффективности гашения энергии взрыва твёрдыми пенами проводились на экспериментальных образцах, представляющих собой металлические оболочки с энергопоглощающим слоем из твёрдого ячеистого материала ВБФ-650 плотностью от 650 до 700 кг/м³, который слоем толщиной 125 мм располагался на внутренней поверхности оболочки. Металлическая оболочка экспериментальных образцов по форме была приближена к сфере и представляла собой цилиндр с эллиптическими днищами. Высота оболочки 0,8 м, диаметр – 0,53 м, толщина стенки – 8 мм, материал оболочки – сталь марки 09Г2С.

На первом этапе экспериментально-теоретических исследований был проведен расчет напряжённо-деформированного состояния металлической оболочки экспериментальных образцов. В

проводимых расчётах принимали, что металлическая оболочка представляет собой сферу с радиусом равным внутреннему радиусу цилиндрической части металлической оболочки исследуемых образцов. Также принимали удельное энерговыделение ВВ (тротила) $Q=4,2$ МДж/кг.

Анализ результатов расчёта показал, что без энергопоглощающей защиты из твёрдого пористого материала металлическая оболочка выдерживает без пластических деформаций подрыв заряда тротила массой до 0,2 кг включительно.

На втором этапе исследований была проведена серия экспериментов по подрыву зарядов ВВ (тротил) различной массы внутри экспериментальных образцов. Методика экспериментов предусматривала исследование напряжённо-деформированного состояния металлических оболочек экспериментальных образцов методом тензометрирования. Измерительные узлы, состоящие из двух взаимно-перпендикулярных тензодатчиков, располагались в верхней и боковой части образца.

По результатам проведённых исследований установлено, что исследуемые твёрдые пены способны эффективно поглощать энергию, которая выделяется при подрыве заряда ВВ. Удельное объёмное энергопоглощение твёрдого ячеистого материала ВВФ-650 составляет ≈ 10 Дж/см³.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИТИНОЛА, ПРЕДНАЗНАЧЕННОГО ДЛЯ ИЗДЕЛИЙ МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Колмаков А.Г., Севостьянов М.А., Гончаренко Б.А., Заболотный В.Т., Насакина Е.О., Гришина Н.С., Шкурин С.А.

Россия, Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, kolmakov@imet.ac.ru, smakp@mail.ru

EFFECT OF HEAT TREATMENT ON MECHANICAL PROPERTIES OF NITINOL USED FOR MEDICAL SUPPLIES

A.G.Kolmakov, M.A.Sevostyanov, B.A.Goncharenko, V.T.Zabolotnyj, E.O. Nasakina, N.S. Grishina, S.A.Shkurin

Use of medical devices made of shape memory materials based on TiNi alloy with a predetermined set of physical and mechanical properties can significantly improve the "gentle" regime of endovascular operations, increase the life of established medical devices (stents) and improve their biocompatibility with the human body.

Использование медицинских изделий из материалов с эффектом памяти формы на базе сплава TiNi с заданным комплексом физико-механических свойств позволяет существенно улучшить «щадящий» режим эндоваскулярных операций, увеличить срок службы устанавливаемых медицинских изделий (стентов) и повысить их биосовместимость с человеческим организмом.

В данной работе проведены исследования механических и усталостных свойств сплава TiNi.

Объектом исследования была проволока диаметром 280 мкм. Исследуемые образцы с длиной рабочей части 28 мм испытывали на универсальной испытательной машине ИНСТРОН 3382 на статическое растяжение со скоростью нагружения 2 мм/мин. На одну экспериментальную точку испытывали по 3-5 образцов. Фрактографические исследования проводили с помощью растрового микроскопа.

Для стабилизации структуры и свойств нитинола была проведена термическая обработка. Данные механических испытаний после термической обработки при температурах от 400 до 500 °С в течение 15 минут приведены в таблице 1.

Таблица 1

образец	$\sigma_{пц}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа
в состоянии поставки	448	507	1485
отжиг 400 °С, 15 мин	496	572	1555
отжиг 450 °С, 15 мин	674	742	1885
отжиг 500 °С, 15 мин	547	566	1507

На рисунке 2 представлены фрактографические исследования образцов в исходном состоянии.

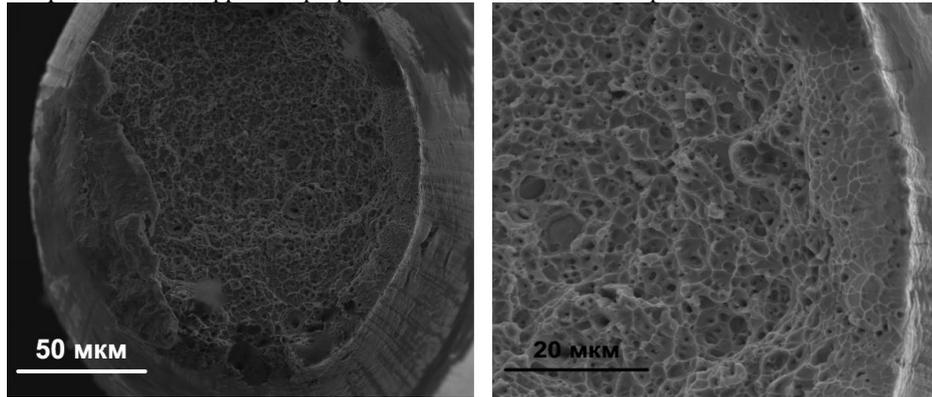


Рисунок 2. Общий вид исходной проволоки

Характерный вид изломов приповерхностных слоев проволоочных образцов представлен на рисунке 3. Зарождение трещины в проволоочных образцах при растяжении происходит в глубинных внутренних слоях проволоки, а затем распространяется к поверхности образцов.

Исследуемые образцы разрушались с образованием шейки. Поверхность разрушения была ориентирована практически перпендикулярно к оси растяжения, и она представляет собой совокупность разновеликих самоподобных пор («чашек») вязкого излома.

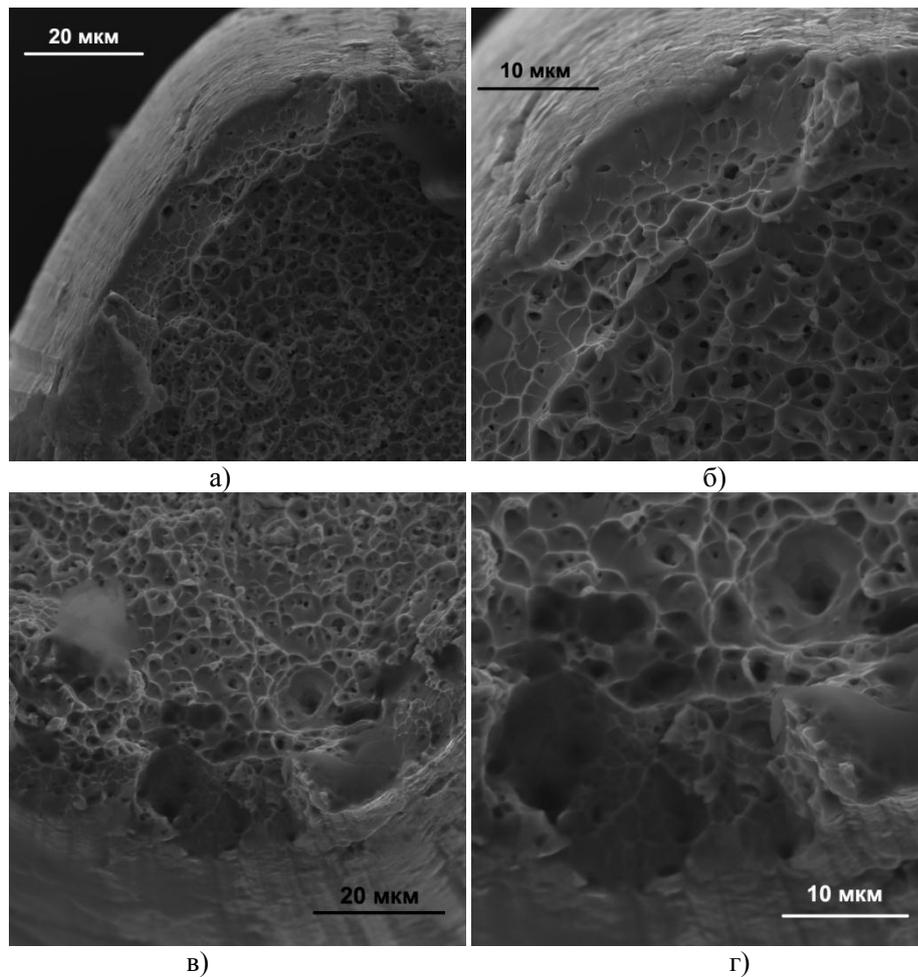


Рисунок 3. Характерный вид изломов приповерхностных слоев проволоочных образцов.

Работа выполнена при поддержке программы ОХНМ – 02, 5П и РФФИ 09-08-00736А

БИОПЛАСТИКИ – НОВЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ ЭКОЛОГИЧЕСКИ ЧИСТЫЕ ДРЕВЕСНЫЕ ПРЕССОВАННЫЕ МАТЕРИАЛЫ

Кондращенко В.И.¹, Тарарушкин Е.В.¹, Кесарийский А.Г.²

¹Россия, Московский государственный университет путей сообщения, kondrashchenko@mail.ru

²Украина, ООО «Лаборатория комплексных технологий», algeo@rambler.ru

NEW ECO-FRIENDLY COMPOSITE PRESSED WOOD MATERIALS

Kondrashchenko V.I., Kesariiskiy A.G., Tararushkin E.V.

Due to biotechnological methods a new eco-friendly wood material without synthetic resins has been produced.

Одним из путей получения экологически чистых композиционных материалов из измельченной древесины без применения синтетических связующих является биотехнологический подход, в основе которого лежит микробиологический (энзиматический) способ биоактивации природных полимеров древесины активными окислительными и гидролитическими ферментами высших базидиальных грибов, вызывающие белую гниль древесины и относящиеся к родам *Coriolus*, *Pleurotus*, *Panus* и другим. Важным преимуществом большинства грибов белой гнили, позволяющим использовать их в биотехнологии, является их непатогенность и нетоксичность.

Процесс получения древесных пластиков без использования традиционных синтетических связующих предложено осуществлять за счет направленной биодеструкции полимеров древесины, образующих трехмерную композицию, в которой фибриллярная целлюлозная основа сцементирована аморфной лигнин-гемицеллюлозной матрицей. Под действием ферментов микробных культур расщеплению подвергают главным образом лигнин и гемицеллюлозу, а целлюлозные фибриллы затрагивают в меньшей степени. При этом в макромолекулах лигнина и полисахаридов образуются активные центры и реакционноспособные группы – фенольные, карбонильные, карбоксильные, аминогруппы, гидроксильные и другие, которые при последующем прессовании и воздействии высоких температур в местах контакта древесных частиц образуют прочные химические связи. Тем самым биотехнологический подход позволяет использовать связующую способность природных полимеров и исключить токсичные синтетические смолы для получения древесных пластиков.

Для биотехнологического производства экологически чистых древесных плит использовали штамм возбудителя белой гнили древесины – гриба *Lentinus (Panus) tigrinus*. Инокулят готовился на среде Чапека, содержащей в качестве источника углерода сахарозу, а также дрожжевой экстракт и смесь микроэлементов. Биоактивацию древесных частиц проводили при концентрации (по объему) суспензии 10 %; расходе воздуха 150 л/ч, температуре $20 \pm 0,5$ °С и влажности биоактивированной стружки $10 \pm 0,5$ %. Варьировали продолжительность обработки древесных частиц. Образцы размерами $10 \times 600 \times 600$ мм³ изготавливали при температуре греющих плит пресса 190 °С, давлении 5 МПа и удельной продолжительности прессования – 1,2 мин/мм. Образцы испытывали после 24 ч. кондиционирования при $t = 20 \pm 2$ °С и $\varphi = 60 \pm 5$ %.

По показателям средней плотности, прочности при изгибе и разбухания в воде биопластика было установлено, что оптимальная продолжительность ферментативной активации стружки находится в пределах от 2 до 3 сут. и что свойства биопластика практически не изменяются при нескольких оборотах одной и той же порции культуральной жидкости. Тем самым выявлена возможность многократного использования культуральной жидкости и резкого сокращения объема ее производства. Одновременно решается проблема замкнутости процесса производства биопластика, чем исключается образование загрязненных сточных вод на участке обработки измельченной древесины.

Известно, что на физико-механические показатели древесных пластиков существенное влияние оказывают размер и геометрическая форма древесных частиц. Для экспериментов использовали березовые опилки фракции 2/0, стружку фракции 1/0, игольчатую стружку фракции 5/1 и волокно с удельной поверхностью 2,1 м²/г. Было установлено, что биотрансформация древесных частиц существенно увеличивает их пластичность – при одинаковом давлении прессования плотность биопластика увеличивается от 10 (для древесного волокна) до 29 % (для игольчатой стружки). Биообработка древесины приводит к увеличению прочности и снижению разбухания биопластика для всех видов древесных частиц.

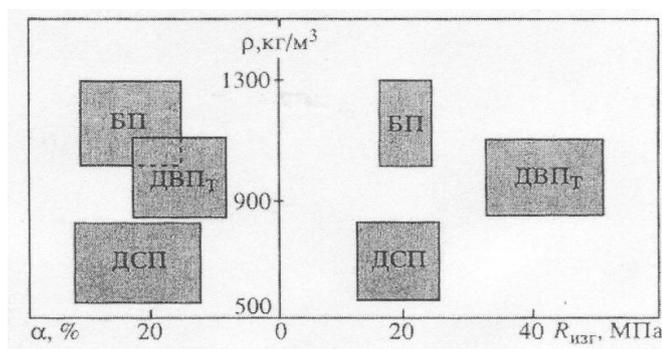
При этом наибольшие прочностные показатели для биопластика получены на древесном волокне, наименьшие – на опилках; при испытаниях на разбухание наблюдается обратная зависимость.

Для изучения влияния породного состава древесины на свойства биопластика использовали игольчатую стружку, изготовленную из березы, ели, сосны и их смеси (в соотношении 1:1 по массе) – березы с елью, осины с елью и березы с осиной. Показано, что породный состав древесного сырья оказывает значительное влияние на физико-механические показатели древесных плит, изготавливаемых с применением биологически активированного сырья. Наибольшую прочность имеет биопластик из березы, далее в порядке постепенного ее снижения следуют плиты из ели, смеси березы и осины, осины, смеси березы с елью.

Для показателя разбухания отмечается несколько иная закономерность – наименьшее значение разбухания в воде имели плиты из ели. Это объясняется наличием в хвойной древесине смолистых веществ, обладающих гидрофобными свойствами. Наиболее низкая водостойкость наблюдается для биопластика из осины. Полученные экспериментальные данные позволяют рекомендовать изготовление биопластика из березового сырья и смеси березы или осины с елью.

Одной из основных технологических операций является горячее прессование древесных плит. В состоящих из двух серий опытов активных экспериментах изучали следующие технологические параметры получения биопластика: влажность пресс-композиции, давление, температуру, удельную (отнесенную к единице толщины плиты) продолжительность прессования и долю ферментированной биомассы в пресс-композиции. Результатом решения оптимизационной задачи явились следующие значения технологических факторов: влажность пресс-массы 9,5-12 %, давление прессования 4,3-5,0 МПа, температура прессования 175-190 °С, количество биомассы в пресс-массе 45-55 % и удельная продолжительность прессования 1,15-1,25 мин/мм, – при которых биопластик имеет требуемые показатели прочности при изгибе не ниже 18 МПа и разбухания в воде 22 %.

Из приведенных на рисунке показателей свойств биопластика (БП) в сравнении с древесными прессованным материалам на синтетическом связующем – древесностружечными (ДСП) и твердыми древесноволокнистыми плитами (ДВП_т), следует, что по водостойкости и прочности биопластик не уступает ДСП, хотя и имеет при этом более высокую плотность. В тоже время при близких показателях плотности и водостойкости с ДВП_т у биопластика более низкая прочность при изгибе.



Сравнительные свойства древесных пластиков

ρ – плотность, кг/м³; α – разбухание в воде за 24 ч, %; $R_{изг}$ – прочность при изгибе, МПа

Полученные физико-технические свойства биопластика с учетом экологичности материала – отсутствием выделений фенола и формальдегида, определяют в качестве наиболее вероятной сферы его применения мебельную промышленность; при этом прочность и водостойкость биопластика может быть существенно повышена ламинированием поверхности изделий: покрытие поверхности образцов шпоном повышает прочность плит в 1,52 раза, снижает их водопоглощение и разбухание соответственно на 32 и 26 % при практически одинаковой плотности.

Таким образом, направленной микробиологической трансформацией древесного сырья разработана технология получения экологически чистого строительного материала – биопластика. Биотрансформация древесного сырья может осуществляться с помощью живых организмов, среди которых вне конкуренции грибы-ксилотрофы, или ферментативно. С этой целью методами математического моделирования определены оптимальные технологические параметры получения биопластика, изучены его основные свойства и определена сфера применения.

ЭФФЕКТЫ «ПАРАЛЛЕЛОГРАММА» И «ТРАПЕЦИИ» ПРИ ДЕФОРМАЦИИ СЛОИСТЫХ КРИСТАЛЛОВ ТИПА Bi_2Te_3 СО СЛАБЫМИ МЕЖСЛОЕВЫМИ СВЯЗЯМИ

Коржув М.А., Свечникова Т.Е., Нихезина И.Ю.

Российская федерация, Учреждение Российской академии наук Институт Металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН, e-mail: korzhuev@ultra.imet.ac.ru

EFFECTS "PARALLELOGRAM" AND "TRAPEZE" AT DEFORMATION LAYERED CRYSTALS OF TYPE Bi_2Te_3 WITH WEAKLY CONNECTED LAYERS

Korzhuev M.A., Svechnikova T.E., Nichezina I.Yu.

Some possibilities of making use of the mechanisms of "parallelogram" and "trapeze", accompanying deformation of layered crystals of type Bi_2Te_3 with weakly connected layers are discussed.

Ранее при трехточечном изгибе ($P \parallel \bar{3}$, здесь P - нагрузка, $\bar{3}$ - тригональная ось) слоистых кристаллов типа Bi_2Te_3 , состоящих из слоев-квинтетов (-Te-Bi-Te-Bi-Te-) толщиной $d = 1.27$ nm, связанных слабыми ван-дер-ваальсовыми связями, был обнаружен эффект нестандартного Ω -образного прогиба образцов (рис.1а), не имеющий аналога среди других твердых тел.[1]. В [2] эффект был объяснен появлением в нагруженном образце неоднородной внутренней субструктуры - часть образца между опорами подвергалась стратификации (разбивалась на слои толщиной ~ 0.02 - 0.1 nm и более (рис.1b)), а концы образца вне опор оставались монолитными. В результате в образце начинал действовать эффект «параллелограмма», лежащий в основе работы ряда известных механизмов (плоско-параллельный пружинный подвес, «кульман» и др.). Целью настоящей работы было исследование перспектив усложнения и микроминиатюризации «твердотельных механизмов», обнаруженных в Bi_2Te_3 , а также изучение их влияния на электрические свойства кристаллов.

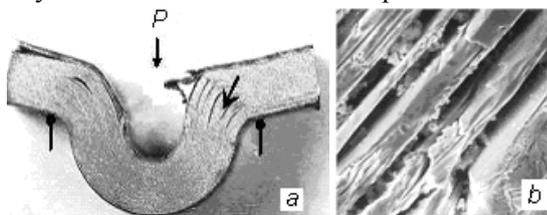


Рис.1. Монокристаллический образец $(\text{Bi}_2\text{Te}_{2.85}\text{Se}_{0.15})_{0.999}(\text{In}_2\text{Te}_3)_{0.001}$ после изгиба вдоль направления $[0001]$ (а) и фрактограмма области стратификации образца между опорами (область отмечена фигурной стрелкой) (b). Увеличение: а – 2х; b – 500х.

Изучение микроструктуры образцов, подвергнутых экструзии и прессованию, показало, что элементы Ω -образного прогиба слоев в кристаллах типа Bi_2Te_3 можно наблюдать также и на микроуровне $\sim 10^{-5}$ m (стрелки, рис.2). Таким образом, использование эффекта Ω -образного прогиба представляет интерес для создания «программируемых твердотельных механизмов» (ПТМ), выполняющих простейшие функции на макро-, либо микро-уровнях в процессе деформации образцов («умные» материалы, нано-роботы и др.) [3]. Создание эффективных ПТМ требует усложнения функций, выполняемых при деформации материала.

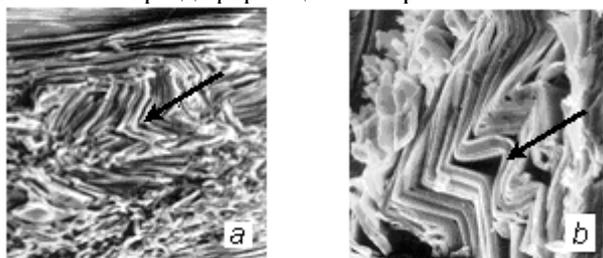


Рис.2. Электронограммы образцов n- $(\text{Bi}_2\text{Te}_{2.85}\text{Se}_{0.15})_{0.999}(\text{In}_2\text{Te}_3)_{0.001}$, полученных методом экструзии (а) и монокристалла того же состава, разрушенного сжатием по направлению $[1120]$ (b). Стрелками показаны области Ω -образного прогиба слоев. Увеличение: а, b – 1500 \times .

На рис.3 на примере моделей слоистых кристаллов показано появление новых функций ПТМ при переходе от эффекта «параллелограмма» к эффекту «трапеции» ($d \rightarrow e, f$), преобладающем в реальных кристаллах из-за искривления слоев при деформации. При этом кроме простого изгиба концов образца (d , рис.3), в зависимости от соотношения размеров оснований трапеции (a, b), ПТМ начинает выполнять начальные стадии функций захвата опор ($b/a= 2$) (e) или индентора ($b/a= 1/2$) (f). Во всех случаях ($d - f$, рис.3) происходит перераспределение давления индентора на смежные области деформируемого образца, что вызывает появление пространственно неоднородной упругой сдвиговой деформации $\varepsilon= f(x)$, искажающей зонную структуру материалов. Был обнаружен эффект конверсии проводимости образцов $p \rightarrow n$, наблюдавшийся после их измельчения (0.1- 0.1 mm) и прессования ($P= 10^3$ kg) (табл.1) [4]. Эффект связан с изменением взаимного положения зон проводимости и валентной кристаллов под действием сдвиговых деформаций ε (рис.4). При этом величина относительного сдвига зон по шкале энергии $\Delta E \sim \Xi u \cdot \varepsilon$ (здесь $\Xi u \sim 5- 10$ eV – деформационный потенциал) превышает ширину запрещенной зоны соединения $E_g= 0.13$ eV (переход полупроводник- полуметалл), что дает оценку величины $\varepsilon \geq 0.013- 0.026$. Последующий отжиг снимал остаточные сдвиговые напряжения ε и восстанавливал p - тип проводимости образцов (табл.1).

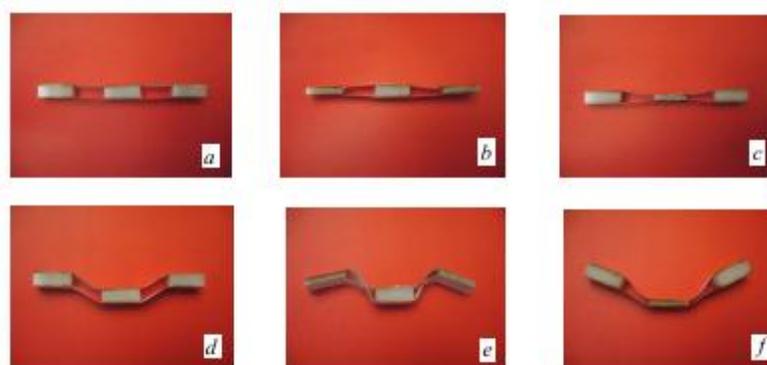


Рис.3. Модели ПТМ, использующих эффекты «параллелограмма» (a, d) и «трапеции» (b, c, e, f). (a- c)- до деформации; (d- f)- после изгиба по трехточечной схеме. b/a : e - 2; f - 1/2.

Таблица I

Изменение термо-э.д.с. $\alpha_{300 K}$ образцов p - и n - типа проводимости при различных видах обработки

Образцы	Термо-э.д.с. $\alpha_{300 K}$, мкВ/К		
	Изм. для монокристалл	После измельчения и прессования	После отжига (3 ч. при $T= 620$ K)
p - ($Bi_{0.5}Sb_{1.5}Te_3$) ($BiSe_3$) _{0.4}	178	-84	155
n - ($Bi_{2.8}Te_{2.8}Se_{0.15}$) ($InTe_3$) _{0.001}	-186	-149	-171

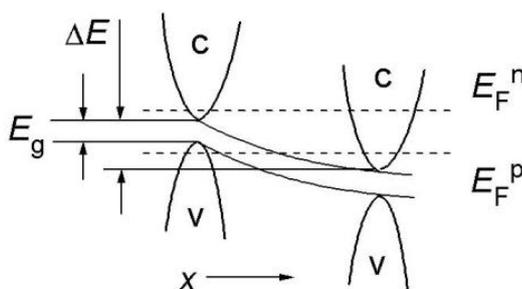


Рис.4. Схема искажения зон проводимости (c) и валентной (v) в результате пространственно неоднородного распределения сдвиговой деформации $\varepsilon(x)$ кристаллической решетки образцов типа Bi_2Te_3 с узкой запрещенной зоной $E_g= 0.13$ eV. $E_F^{n,p}$ - энергии Ферми в электронных и дырочных образцах.

Выводы. Изучено действие механизмов «параллелограмма» и «трапеции», сопутствующих деформации слоистых кристаллов типа Bi_2Te_3 со слабыми межслоевыми связями.

Литература:

1. Геминев В.Н., Копьев И.М., Свечникова Т.Е., Чижевская С.Н., Старк Н.К. Деформация и разрушение полупроводниковых монокристаллов системы $\text{Bi}_2\text{Te}_3 - \text{Bi}_2\text{Se}_3$ // Физика и химия обраб. материалов. 1985. №3. С.132- 138.

2. Чижевская С.Н., Геминев В.Н., Коржуев М.А., Свечникова Т.Е. Механизм нестандартного изгиба монокристаллов Bi_2Te_3 // ФТТ. 1994. Т.36. №11. С.3366- 3374.

3. Нанонаука и нанотехнологии. Энциклопедия. М.: Юнеско, 2009. 992 с.

4. Коржуев М.А., Иванова Л.Д. Некоторые новые физические эффекты, сопровождающие конверсию типа проводимости в халькогенидах висмута и сурьмы. // В сб. докладов Международной научной конференции: Актуальные проблемы физики твердого тела. (ФТТ-2007), 23- 26 октября 2007 г., Минск: ИФТТП НАН Беларуси, 2007. Т.2. С.104- 107.

ВЛИЯНИЕ МЕХАНОАКТИВАЦИИ НАПОЛНИТЕЛЯ НА ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ

Малкин А.И., Киселев М.Р., Клюев В.А., Лознецова Н.Н., Топоров Ю.П.

Институт физической химии и электрохимии имени А.Н.Фrumкина РАН, Москва uypt@rambler.ru

THE EFFECT OF THE MECHANOACTIVATION OF A FILLER ON THE THERMOMECHANICAL PROPERTIES OF THE POLYMER COMPOSITES

Malkin A.I., Kiselev M.R., Kluev, V.A., Loznetsova N.N., Toporov Yu.P.

It has been shown that the application of the mechanoactivated filler increases the vitrification temperature and reduces the thermo-expansion coefficient to a greater extent in comparison with ones of the non-activated filler.

Известно [1], что механоактивация существенно изменяет физико-химические свойства дисперсных материалов, что должно влиять на свойства наполняемых ими композитов.

В то же время механизмы и характер влияния предварительной активации наполнителей на свойства полимерных композитов изучены совершенно недостаточно.

Целью данной работы было выяснение влияния механической активации наполнителей на термомеханические свойства полимерных композитов, что представляет несомненный интерес для техники, учитывая необходимость использования изделий из них в широком температурном диапазоне.

Исследования были проведены методами термомеханического (ТМА) и динамомеханического (ДМА) анализов на приборах TMAQ400E и DMAQ800 фирмы Intertech Corporation (США). Используемые методы позволяют определять температуру стеклования полимерной матрицы и коэффициенты термического расширения композитов как в области стеклообразного, так и в области высокоэластического состояния матрицы. Измерения проводились в среде осушенного воздуха и в диапазоне температур 25-150 С при постоянной скорости нагрева образцов равной 5 град/мин.

Объектами исследования были композиты на основе эпоксидной смолы ЭД5. В качестве наполнителя использовался гидроксид алюминия $\text{Al}(\text{OH})_3$. Наполнитель вводился в полимерную матрицу в количестве 20% по массе. После тщательного перемешивания из полученной массы формировались образцы в виде пластин толщиной 1 мм.

Механическая активация порошка $\text{Al}(\text{OH})_3$ осуществлялась путем обработки его в лабораторном дезинтеграторе кулачкового типа при однократном прохождении $\text{Al}(\text{OH})_3$ через рабочую камеру прибора. Испытаниям подвергались как образцы из чистой эпоксидной смолы, так и образцы, изготовленные из смолы с наполнителями: исходным порошком и активированным.

Результаты исследования термомеханических свойств указанных выше материалов методами объемной и линейной дилатометрии представлены на рис1, рис.2 и в таблице.

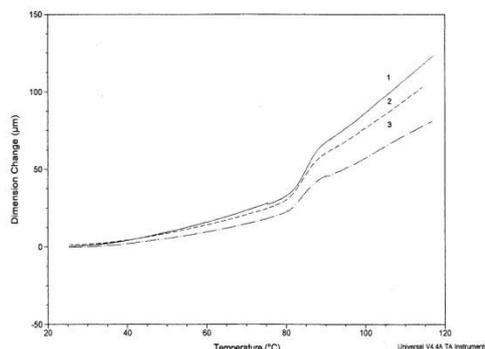


Рис.1

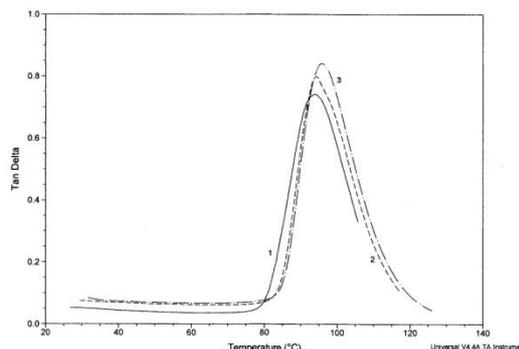


Рис.2

ТМА- и ДМА-кривые для чистого полимера (1), композита с исходным (2) и активированным наполнителем (3).

Анализ ТМА-кривых линейной дилатометрии, представленных на рис.1, свидетельствует о том, что величина термического расширения у композита с активным наполнителем значительно меньше, чем у композита с неактивированным наполнителем.

Численные значения коэффициентов термического расширения, рассчитанные из кривых линейной дилатометрии приведены в таблице, где α_1 - коэффициент термического расширения в стеклообразной области состояния полимерной матрицы, а α_2 - тот же коэффициент в области высокоэластического состояния матрицы.

Данные объемной дилатометрии также позволяют судить о термомеханических свойствах испытуемых образцов по углу наклона соответствующих ТМА-кривых (по величине автоматически определяемого прибором тангенса угла наклона кривых, значения которого для разных образцов приведены в таблице) . Сопоставление приведенных значений, полученных в режиме объемной дилатометрии подтверждает увеличение термической жесткости композита с активированным наполнителем. .

Анализ ТМА-кривых в принципе позволяет определить температуру стеклования полимерной матрицы. Однако использование известных методик определения этой температуры из-за большого разброса значений не позволило однозначно определить характер влияния механоактивации наполнителя на температуру стеклования матрицы. Поэтому для определения температуры стеклования исследуемых образцов композита был использован метод динамомеханического анализа ДМА, обладающий гораздо более высокой точностью и чувствительностью. Измерения тангенса угла механических потерь при реализации метода ДМА осуществлялись в осциллирующем режиме при частоте 1 Гц и величине деформаций образцов -0,05%.

Результаты исследования образцов динамомеханическим методом в виде ДМА-кривых приведены на рис.2 Анализ кривых свидетельствует о том , что механоактивированный наполнитель сдвигает максимум тангенса угла механических потерь и, соответственно, температуру стеклования полимерной матрицы в сторону более высоких температур, что свидетельствует о существенном увеличении жесткости композита.

Таблица

Коэффициенты термического расширения (α_1 , α_2) и температуры стеклования (T_G) композитов с разными наполнителями (значения величин α и $\text{tg}\beta$ в числителе- для области стеклообразного состояния, в знаменателе – для высокоэластичного состояния полимерной матрицы)

Наполнитель	Коэффициенты линейного расширения, α_1 / α_2 , мкм/м.град.С	Тангенсы угла наклона кривых объемной дилатометрии, $\text{tg}\beta$	Температура стеклования T_G , °С
Без Наполнителя	49,12 / 190,2	0,65 / 2,05	92,9
Al(OH) ₃ , Исходный	45,35 / 184,8	0,55 / 1,75	94,5
Al(OH) ₃ , активированный	30,32 / 149,7	0,43 / 1,38	968

Литература:

1.Фундаментальные основы механической активации, механосинтеза и механохимических технологий / В.В.Болдырев и др./; отв.ред.Е.Г.Аввакумов.-Новосибирск: Изд-во СО РАН,2009. 343 с.

ТЕМПЕРАТУРНО-СКОРОСТНЫЕ ЗАВИСИМОСТИ ПРОЧНОСТИ И ТВЕРДОСТИ ПОЛИЭТИЛЕНА

Матюнин В.М., Проходцов М.А., Марченков А.Ю.

МЭИ (ТУ), г. Москва; e-mail: MatiuninVM@mpei.ru

THE INFLUENCE OF TEMPERATURE AND DEFORMATION SPEED ON DURABILITY AND HARDNESS OF POLYETHYLENE

Matiunin V.M., Prokhodtsov M.A., Marchenkov A.Yu.

Moscow Power Engineering Institute, Moscow, Russia

The influence of temperature and deformation speed on durability and hardness of polyethylene is researched. The general character of durability changing of polyethylene with temperature and deformation speed is obtained. The conditions of physical, mechanical and geometric similarity for comparison of durability and hardness of polyethylene are proposed. The possibility of non-destructive determination of polyethylene durability using the hardness data and conditions of similarity, offered in this work, is showed.

Полиэтилен как конструкционный материал используется в различных отраслях промышленности. Например, полиэтиленовые газопроводы на среднее и низкое давления предназначаются для эксплуатации в течение 50 лет. Среди основных достоинств полиэтилена следует выделить высокие пластичность, коррозионную стойкость, износостойкость, технологичность и вместе с тем невысокие удельный вес и стоимость по сравнению с металлическими материалами. Однако, обладая высокой пластичностью, полиэтилен имеет низкие прочность и твердость, что ограничивает его использование при высоких механических нагрузках и давлениях рабочей среды. Кроме этого весьма узок температурный интервал эксплуатации изделий из полиэтилена.

В работе [1] обстоятельно исследовано влияние охлаждения в интервале температур от 20 до -60°C на механические свойства полиэтилена. Установлен характер увеличения прочности и снижения хладостойкости полиэтилена при его охлаждении. В настоящей работе поставлена цель исследовать влияние на прочность и твердость не только охлаждения, но и нагрева, а также скорости деформирования. Располагая температурно-скоростными зависимостями этих механических характеристик, можно установить взаимосвязь между ними и разработать методику неразрушающей оценки характеристики прочности полиэтилена по твердости непосредственно в изделии. Такая методика применяется для оперативного контроля характеристик прочности металла в изделиях [2]. Однако, учитывая различия в механическом поведении металла и полиэтилена при нагружении, для решения поставленной задачи необходимо обоснованно выбрать такие характеристики прочности и твердости полиэтилена, которые можно достаточно легко и точно определять на существующих испытательных машинах и приборах.

Характерной особенностью диаграммы одноосного растяжения полиэтилена в координатах «условное напряжение σ - относительное удлинение δ » является четкий экстремальный вид начального участка диаграммы, на котором упругая деформация переходит в вязкоупругую, а затем σ снижается и постепенно стабилизируется (рис.1). Дальнейшее деформирование происходит практически при постоянной нагрузке, а относительное удлинение образца после разрыва может достигать нескольких сотен процентов. Можно считать, что рассматриваемый начальный участок диаграммы растяжения до его максимума является основным для оценки несущей способности полиэтилена. После достижения максимума нагрузки в образце начинает появляться шейка.

Напряжение, соответствующее максимальной нагрузке, называют или пределом вынужденной эластичности, или пределом текучести (в последнем случае по аналогии с металлами)[1]. Однако, по нашему мнению, если рассматривать такую аналогию, то более обоснованно это напряжение считать временным сопротивлением σ_B (пределом прочности) полиэтилена, после достижения которого образуется шейка, как и у образца из пластичного металла.

Диаграмма вдавливания сферического индентора диаметром D для полиэтилена в координатах «контактное напряжение по Бринеллю H_B - относительный диаметр отпечатка d/D » имеет вид, аналогичный диаграмме растяжения (рис.1). Эта диаграмма позволяет выбрать нагрузку вдавливания P или степень нагружения P/D^2 , при которых твердость H_B достигает максимального значения. Как показали эксперименты для полиэтилена ПЭ80 эта степень нагружения P/D^2 составляет примерно $19,62 \text{ Н/мм}^2$ (2 кгс/мм^2). Исходя из этого, определение твердости по Бринеллю для полиэтилена ПЭ80 выполнялось вдавливанием сферического индентора диаметром $D=2,5 \text{ мм}$ под нагрузкой $P = 122,6 \text{ Н}$ ($12,5 \text{ кгс}$). Интересно отметить, что значения деформации, соответствующие максимумам диаграмм растяжения « $\sigma - \delta$ » и вдавливания « $H_B - d/D$ » примерно одинаковы. Твердость полиэтилена также определялась и по диаграмме непрерывного вдавливания сферического индентора в координатах «нагрузка P – перемещение индентора t » на приборе МЭИ-ТА (рис.2) [2]. Такая диаграмма упрощает и ускоряет определение твердости H_B . При этом отпадает необходимость в измерении диаметра остаточного отпечатка, которое вызывает определенные трудности из-за низкой отражательной способности поверхности полиэтилена.

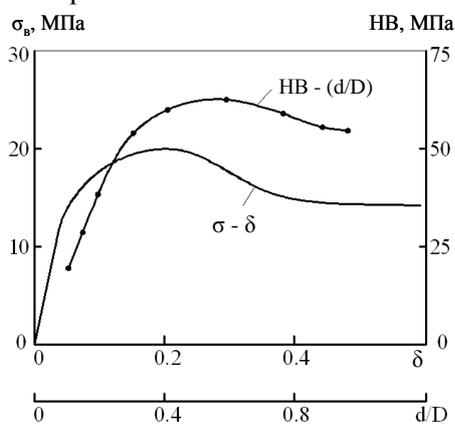


Рис.1. Начальные участки диаграмм растяжения « $\sigma - \delta$ » и вдавливания « $H_B - d/D$ » для полиэтилена ПЭ80 ($V_d = 5 \text{ мм/мин}$, $t^\circ = 20^\circ\text{C}$)

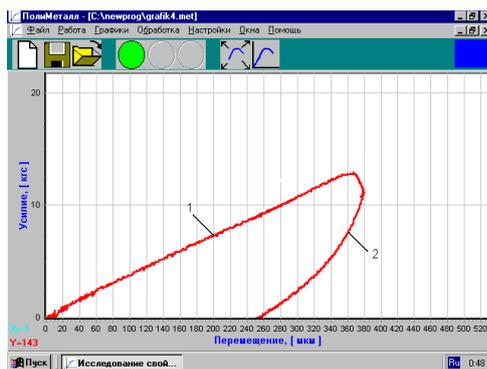


Рис.2. Диаграмма вдавливания « $P - t$ » для полиэтилена ПЭ80: 1 – линия нагружения, 2 – линия разгрузки ($D = 2.5 \text{ мм}$, $V_d = 5 \text{ мм/мин}$, $t^\circ = 20^\circ\text{C}$)

Результаты определения σ_B и H_B полиэтилена ПЭ80 при температурах в диапазоне от -55 до 75°C представлены на рис.3. Скорость деформирования при растяжении и вдавливании составляла 5 мм/мин . Зависимости σ_B и H_B от температуры аналогичны и имеют четкий прямолинейный вид. Результаты определения σ_B и H_B полиэтилена ПЭ80 при разных скоростях деформирования и температуре 20°C представлены на рис.4, из которого также видна аналогия в изменении этих

механических характеристик. Как следует из рис.3-4 наблюдаются сильное влияние на σ_B и НВ температуры и скорости деформирования. Поэтому связь между σ_B и НВ необходимо искать при одинаковых значениях температуры, скорости деформирования и обеспечении необходимой степени нагружения при вдавливании индентора, при которой деформации при растяжении и вдавливании близки. Как показали эксперименты и расчеты при выполнении вышеперечисленных условий физическое, механическое и геометрическое подобия отношение σ_B /НВ остается постоянным и примерно равно 1/3, как и для металлов.

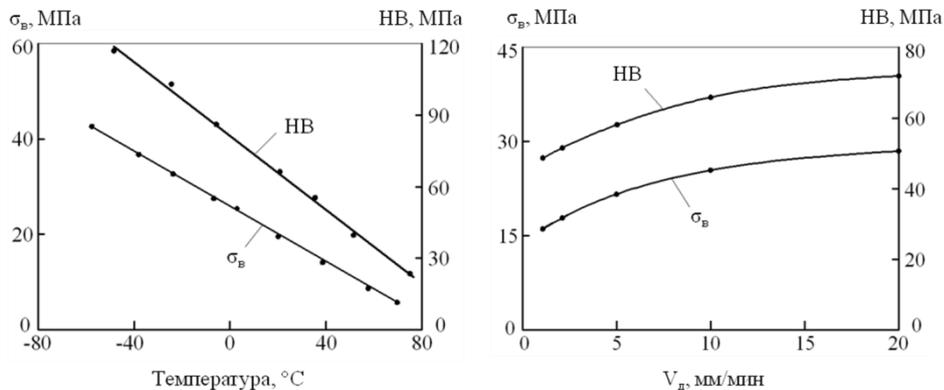


Рис.3. Зависимости σ_B и НВ полиэтилена ПЭ80 от температуры испытания ($V_d = 5$ мм/мин)

Рис.4. Зависимости σ_B и НВ полиэтилена ПЭ80 от скорости деформирования ($t^\circ = 20^\circ\text{C}$)

Таким образом установлено, что одна из основных прочностных характеристик полиэтилена, характеризующая его несущую способность, может быть определена методом вдавливания на изделия без изготовления и испытания образцов на растяжение.

Литература:

- 1.Стручков А.В. Хладостойкость и особенности сопротивления разрушению нефтегазовых пластмассовых труб. Дис. д-ра техн. наук. Якутск. 2005. 398 с.
- 2.Матюнин В.М. Оперативная диагностика механических свойств конструкционных материалов. М.: Издательский дом МЭИ. 2006. 214 с.

ВЛИЯНИЕ ГИДРОСТАТИЧЕСКОГО ДАВЛЕНИЯ НА СТЕПЕНЬ АНИЗОТРОПИИ ПРОВОДИМОСТИ ЦЕПОЧЕЧНОГО МОНОКРИСТАЛЛА TlGaTe_2

Мустафаева С.Н.,¹ Гасымов Ш.Г.,¹ Керимова Э.М.,¹ Асадов М.М.²

¹Институт физики НАНА, Баку, Азербайджан
эл. почта: solmust@gmail.com

²Институт химических проблем НАНА, Баку, Азербайджан
эл. почта: mirasadov@gmail.com

EFFECT OF HYDROSTATIC PRESSURE ON THE DEGREE OF CONDUCTIVITY ANISOTROPY OF TlGaTe_2 CHAIN SINGLE CRYSTAL

Mustafaeva S.N., Gasymov Sh.G., Kerimova E.M., Asadov M.M.

Baric and temperature dependences of conductivity anisotropy of TlGaTe_2 chain single crystal have been studied. It was shown that selection of temperature and pressure values allow controlling the anisotropy degree of conductivity. The temperatures (216, 193 and 77 K) and corresponding pressures (0; 0.31 and 0.71 GPa) have been determined at which the conductivity of TlGaTe_2 single crystal becomes isotropic.

Цепочечные монокристаллы TlGaTe_2 характеризуются анизотропными физическими свойствами, обусловленными, в основном, тем, что носители заряда в них могут свободно двигаться внутри цепей, а между цепями их движение ограничено из-за ван-дер-ваальсового взаимодействия и малого перекрытия волновых функций соседних цепей. Следует отметить, что степень анизотропии кристаллов может быть увеличена за счет их интеркалирования, т.е. введения инородных ионов, атомов или молекул в межцепочечные ван-дер-ваальсовы пространства. Степень анизотропии проводимости также зависит от температуры, давления.

Целью настоящей работы явилось изучение степени анизотропии проводимости цепочечных монокристаллов TlGaTe_2 в зависимости от температуры и гидростатического давления.

Ниже приведены результаты изучения проводимости монокристаллов TlGaTe_2 в постоянном электрическом поле при различных температурах и гидростатических давлениях. В качестве контактного материала к образцам TlGaTe_2 был использован индий, который вплавлялся в монокристаллы и создавал омические контакты. Образцы для измерений были изготовлены в двух геометрических конфигурациях так, что электрический ток был направлен вдоль (σ_{\parallel}) и поперек (σ_{\perp}) цепей кристалла. Амплитуда внешнего постоянного электрического поля, приложенного к образцу, соответствовала омической области вольтамперной характеристики исследуемого монокристалла TlGaTe_2 . Область температур, при которых проводились измерения σ_{\parallel} и σ_{\perp} , составляла 77–296 К. Значения гидростатического давления варьировались в пределах от 0 до 0.82 ГПа.

Полученные при комнатной температуре барические зависимости σ_{\parallel} и σ_{\perp} показывают, что степень анизотропии проводимости ($\sigma_{\parallel} / \sigma_{\perp}$) в TlGaTe_2 практически не зависит от гидростатического давления вплоть до 0.82 ГПа. Сильное влияние на степень анизотропии проводимости TlGaTe_2 оказывала температура. При низких температурах имела место довольно сильная барическая зависимость $\sigma_{\parallel} / \sigma_{\perp}$. Установлено, что подбором значений температуры и давления можно управлять степенью анизотропии проводимости TlGaTe_2 . Определены температуры (216, 193 и 77 К) и соответствующие им давления (0; 0.31 и 0.71 ГПа), при которых проводимость монокристалла TlGaTe_2 становится изотропной.

Таким образом, подбор значений давлений и температур позволял управлять степенью анизотропии проводимости TlGaTe_2 вплоть до полного её снятия.

ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ ТВЕРДЫХ ПОЛИМЕРОВ РАЗНОЙ ПРИРОДЫ

Олейник Э.Ф., Руднев С.Н., Саламатина О.Б.

*Россия, Учреждение Российской академии наук Институт химической физики им. Н.Н. Семенова
РАН, efoleinik@chph.ras.ru*

PLASTIC DEFORMATION OF POLYMER SOLIDS WITH DIFFERENT STRUCTURAL ORGANISATION

Oleinik E.F., Rudnev S.N., Salamatina O.B.

A review describing the mechanisms of plastic deformation for solid organic polymers consisting of linear chain macromolecules is presented. Plasticity in polymers with different structures, folded chain single crystals, semi-crystalline polymers containing amorphous phase and crystallites and glassy polymers is analyzed. The role of chains in plastic processes is considered. Deformation thermodynamics separately for amorphous and crystalline phases of semi-crystalline Polyethylene is discussed. Inter-phase deformation constrains is emphasized. Mechanism of plasticity in polymer glasses is proposed and discussed. The common features and differences in plastic response of polymer and metglasses are outlined.

В докладе представлен обзор механизмов пластической деформации для твердых органических материалов, построенных из цепных макромолекул. Сделана попытка очертить общие существующие сегодня представления о пластичности твердых полимерных материалов разной структуры. Рассмотрены полимерные кристаллы, частично кристаллические двухфазные материалы и стеклообразные полимеры. Подчеркнуты особенности пластичности, возникающие в связи с цепным строением макромолекул, в частности: уменьшение числа систем и направлений скольжения в кристаллах, нерастяжимость цепей вдоль их главных осей, малость размеров кристаллитов и их дефектность, а также причины, обуславливающие эту общую особенность цепных структур. Рассмотрен механизм зарождения дислокаций в складчатых полимерных кристаллах, а также особенности их движения. Для частично кристаллических полимеров рассмотрено деформационное стеснение, возникающее из-за химической связности цепей, проходящих и через кристаллиты, и через аморфную фазу материала. Рассмотрена ограниченность межзеренной пластичности в полимерных системах. Рассмотрены работа и теплота пластической деформации отдельно кристаллитов и аморфной фазы полиэтилена (ПЭ), а также запасание внутренней энергии в обеих фазах при нагружении этого частично кристаллического материала. Продемонстрировано, как и почему податливая аморфная фаза ПЭ может запастись энергией большую, чем кристаллическая фаза. Продемонстрирован эффект “запирания” деформации аморфной фазы в таком материале. Рассмотрена природа возникающих при нагружении полимерного материала деформационных дефектов, обуславливающих запасание избыточной энергии в нем. Для стеклообразных полимеров рассмотрены термодинамические данные по запасанию внутренней энергии при их активной деформации. Эти результаты заставили полимерное сообщество пересмотреть механизм каучукоподобной (жидкостной) деформации цепных стекол. Рассматриваются вопросы природы носителей пластичности в стеклах, невозможности скольжения дислокаций (дисклинаций) в неупорядоченной структуре, даже если такие линейные дефекты возникают в стеклах при нагружении. Проведено сравнение процессов запасания энергии и тепловыделения при пластической деформации четырех различных материалов: кристаллических металлов, стеклообразных полимеров, метглассов и частично кристаллических полимеров. В докладе представлены новые экспериментальные данные, а также результаты компьютерного моделирования полимерных систем (молекулярная динамика).

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (код проекта 09-03-00048), ОХНМ РАН (ПФИ № 2) и Президиума РАН (ПФИ № 21).

INELASTIC AND ELASTIC CHARACTERISTICS OF NANOCOMPOSITES BASED ON POLYMERS AND MULTIWALL CARBON NANOTUBES

Onanko A.P., Kulish N.P., Lyashenko O.V., Prodayvoda G.T., Vyzhva S.A., Onanko Y.A.

Ukraine, Taras Shevchenko Kyiv national university, e-mail: onanko@univ.kiev.ua

The non-destructive method of the technological control the structure defects by measuring IF and elastic module E is developed. Even rather small strain can collect up in non-ideal crystals, essentially changing their elastic and inelastic characteristics. An important value is in a position of formation in the polymeric matrix of molecular structures, as carbon nanotubes serve as the centers of crystalline phase origin. The influencing of ultrasonic deformation ε was researched on inelastic and elastic characteristics of nanocomposite based on teflon and multiwall carbon nanotubes (MWCNT).

For measuring diagram $\sigma - \varepsilon$ the device IMASH-20-75 was used. At the mechanical lading of the real crystal total deformation consists of elastic and inelastic constituents $\varepsilon_{\Sigma} = \varepsilon E + \varepsilon IE$. Inelastic deformation εIE is conditioned motion of dislocations. Elastic deformation εE takes a place “instantly”, and the inelastic deformation has temperature dependence $\varepsilon IE(t)$. It contingently the presence of relaxation times τ , which characterize motion of crystalline structure defects. There are two maximum values of the elastic modules: inrelaxation elastic module EIR and relaxation elastic module ER. At the appendix of external periodic tension $\sigma(\omega)$ with frequency ω the experimental elastic module takes the intermediate value $ER < E < EIR$. $\Delta E/E = (E - ER)/ER = \Delta \cdot 1/(1 + \omega^2 \cdot \tau^2)$, where the maximal defect of the module $\Delta = (EIR - ER)/EIR$, EIR - inrelaxation, ER - relaxation elastic module. EIR was measured in time of appendix of tension σ , when a inelastic contribution is to deformation $\varepsilon IE = 0$; ER measured after a time $\Delta t \gg \tau$, when inelastic deformation maximal $\varepsilon IE = \max$. An electronic irradiation results to the increase of degree of crystalline and growth of elastic module E, shear module G, microhardness $H \approx E/10$ of nanocomposites as a result of origin of additional connections which provide an interface on division border so due to sewing together of internal layers of MWCNT. The oscillogramma of impulses with transversal polarization, which are reflected in nanocomposite based on teflon-4 and MWCNT is represented on fig. 1.

A, s. u.

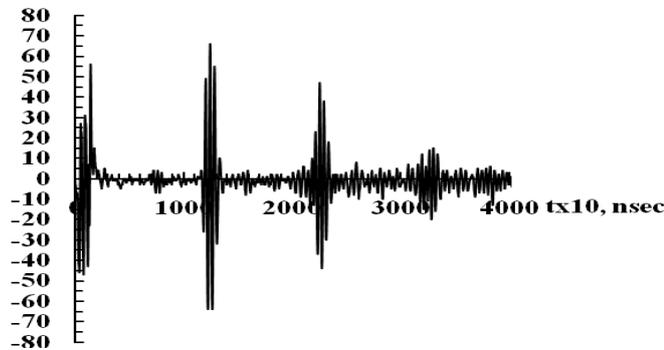


Fig. 1. Oscilloscopegramma of impulses with transversal polarization, which are reflected in nanocomposite based on teflon-4 and multiwall carbon nanotubes.

The absolute value of longitudinal velocity V_{\parallel} and shear velocity $V_{\perp} = 617 \pm 10$ m/sec of nanocomposites based on teflon-4 and MWCNT were determined. The Puasson coefficient was determined

$$\mu = \frac{\frac{1}{2} V_{\parallel}^2 - V_{\perp}^2}{V_{\parallel}^2 - V_{\perp}^2}$$

There are definite $\mu_{T+0.5\%BCBHT} \approx 0.332$ and $\mu_{T3M+2\%BCBHT} \approx 0.358$. After an irradiation there is diminishing of the velocity value of longitudinal ultrasound elastic waves V_{\parallel} , of the velocity value of transversal ultrasound elastic waves V_{\perp} , elastic module E and shear module G of specimen. The oscilloscopegramma of impulses with transversal polarization, which are reflected in nanocomposite based on modify teflon-3M and MWCNT is represented on fig. 2.



Fig. 2. Oscilloscopegram of impulses with transversal polarization, which are reflected in nanocomposite based on modify teflon-3M and MWCNT.

The absolute value of longitudinal velocity V_{\parallel} and shear velocity $V_{\perp} = 893 \pm 10$ m/sec of nanocomposites based on modify teflon-3M and MWCNT were determined. Correlation of crystalline and amorphous component of polymers macromolecules, which co-operate with hard MWCNT, will influence on elastic and inelastic characteristics of nanocomposites.

For carbon nanotubes 0,5% + polypropylene the elastic module $E \approx 1,262$ GPa, elasticity limit $\sigma_E \approx 21,15$ MPa, inelasticity limit $\sigma_{0,2} \approx 28,37$ MPa were. For carbon nanotubes 0,1% + polypropylene the elastic module $E \approx 0,8942$ GPa, elasticity limit $\sigma_E \approx 18,78$ MPa, inelasticity limit $\sigma_{0,2} \approx 21,19$ MPa were determined. The value of Δ is determined the amount of microrelaxations of different type and them individual contribution to inelastic deformation at temperature T . The holdings of different microrelaxations are summered. At temperatures, when growth the defect of elastic module $\Delta E/E$ grows sharply, there are relaxation maximums IF Q-1M on temperature dependences. A considerable width on the temperature of the elastic module relaxation $\Delta E/E$ specifies distributing of activating parameters H of the proper relaxation processes on wide. For polypropylene the elastic module $E \approx 1,367$ GPa, elasticity limit $\sigma_E \approx 15,10$ MPa, inelasticity limit $\sigma_{0,2} \approx 22,41$ MPa were.

At writing down of curves the 2 cycles of strain – unloading of diagram σ - ε were. For mean value of $\text{tg}\alpha$ - the angle of slope of linear areas of the disburdened and repeatedly loaded curves the absolute value of the elastic module E , elasticity limit σ_E , inelasticity limit $\sigma_{0,2}$, ultimate stress limit σ_s were determined. For carbon nanotubes 5% + polypropylene the elastic module $E \approx 1,623$ GPa, elasticity limit $\sigma_E \approx 20,83$ MPa, inelasticity limit $\sigma_{0,2} \approx 30,72$ MPa, ultimate stress limit $\sigma_s \approx 40,09$ MPa were determined. It is important in modification of composite polymeric materials the adhesion degree on verge of division, which is determined co-operating of macromolecules with MWCNT. As aromatic groups, which are in different families of free monomers, are the effective traps of radicals, it allows to carry out their co-operating with MWCNT. Such co-operation due to covalently forces of connection results to fixing of polymeric chains nanotubes and also migrations of radicals on traps. The presence of the co-operation even at the negligible quantity of reinforcing nanotubes assists in the substantial increase of many operating properties of polymers. The concentration dependence of inelasticity limit $\sigma_{0,2}$ of nanocomposite based on polypropylene and MWCNT is represented on fig. 3.

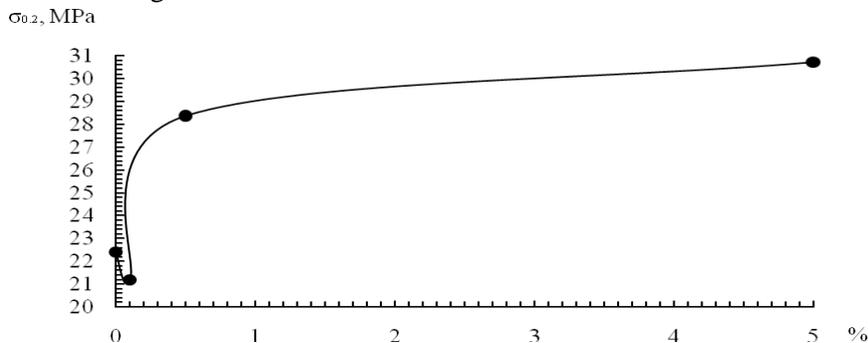


Fig. 3. Concentration dependence of inelasticity limit $\sigma_{0,2}$ of nanocomposite based on polypropylene and MWCNT.

At the irradiation of composites with the increase of irradiation dose and concentration of nanotubes there are processes of sewing together of macromolecules which improve the specimen structure, that at lesser doses is accompanied the origin of nanostrains σ_i , which are relaxed with the growth of irradiation time. An origin of additional connections, which is stimulated due to radiation defects, can be also the result of sewing together of internal MWCNT layers. With growth of absorption dose, at which the number of carbon internal atoms C_j is increased, both mechanisms of appearance of additional connections are assist in the improvement of hard properties, which is accompanied the growth of elastic module E , microhardness H $H \approx E/10$ of nanocomposites at the increase of irradiation dose D . The increase of nanocomposite crystalline degree at growth of MWCNT concentration, filling with the nanotubes of matrix results in the decline of content of well-organized phase.

СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ ПОЛИМЕТИЛМЕТАКРИЛАТА С НАНОСТРУКТУРНЫМИ ЧАСТИЦАМИ ZrO_2

Опарина И. Б., Колмаков А. Г., Быков П. А., Севостьянов М. А., Жирнов А. Е.

*Россия, Институт металлургии и материаловедения РАН им. А.А.Байкова
kolmakov@imet.ac.ru*

A new composite material based on polymethylmethacrylate (PMMA) with reinforcing spherical nanostructured ZrO_2 microparticles with three-dimensional fractal structure. The content of ZrO_2 particles in PMMA matrix is 0,1 - 5 wt. %. The resulting composite is compared with conventional PMMA, while maintaining transparency to the eye to have better mechanical properties, lower coefficient of friction and high wear resistance (more 2-fold). Composite may be used to replace PMMA in detail glazing lamps and booths of various equipment.

В ИМЕТ РАН проведены исследования нового композиционного материала: полиметилметакрилата (ПММА) с наполнителем в виде двуокиси циркония. Изучались образцы полимеризованного ПММА и ПММА с добавками 0,1, 1 и 5 мас. % порошка ZrO_2 , стабилизированного церием. Структурные исследования выполнены на инвертированном металлографическом микроскопе Carl Zeiss Axiovert 40 в поляризованном свете.

Механические испытания образцов в виде цилиндров проведены на универсальной машине ИНСТРОН 3382 методом сжатия со скоростью нагружения 0,5 мм/мин.

Триботехнические испытания образцов проведены в условиях сухого трения скольжения на установке SETR UMT Multi-Specimen Test System по схеме осевого нагружения: палец (КМ) по диску (контртело) из стали 45 (HRC>63). Диаметр пальца 6,3 мм. Скорость испытания (0,37 м/с). Осевую нагрузку ступенчато увеличивали в пределах от 7 до 23 Н. Сила трения фиксировалась тензодатчиком. Исследовались образцы ПММА полимеризованного в лабораторных условиях, в промышленном исполнении, а также ПММА с добавкой 1 мас. % порошка ZrO_2 .

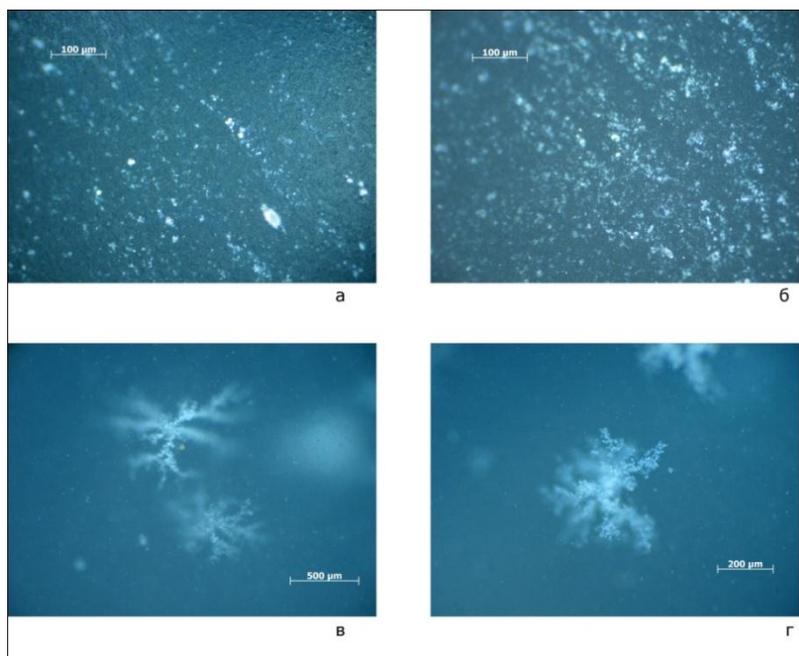


Рис. 1. Микроструктура композита на основе ПММА с 0,1 % ZrO_2

Образцы из ПММА представляют собой однородный прозрачный материал, композиционный материал с 0,1 мас. % ZrO_2 , несмотря на использование непрозрачного наполнителя, также обладает достаточно хорошей прозрачностью. На рис. 1 (а, б) показана поверхность образца. На рис. 1 (в, г) поверхность фокусировки сдвинута вглубь образца для возможности наблюдения трехмерного распределения частиц ZrO_2 .

Порошок ZrO_2 в исходном состоянии не слипается и не агломерируется. Однако наблюдаемые частицы в ПММА упорядоченным образом выстроены в трехмерные кластерообразные фрактальные структурные образования в виде дендритов. Размер таких фрактальных образований в среднем составляет 500 мкм.

Технология получения композита с фронтальной полимеризацией имеет ярко выраженный направленный характер, что в условиях взаимодействия полимеризующейся системы с внешней средой, привело к созданию устойчивых регулярных стохастически самоподобных структур. Для обозначения этого явления обычно используют термин самоорганизация. Полученные снимки свидетельствуют о том, что в ходе полимеризации проходили нелинейные процессы самоорганизации, которые привели к формированию структуры с упорядоченным фрактальным распределением частиц ZrO_2 в матрице ПММА.

Полученные в результате испытаний на сжатие механические свойства показаны на рис. 2. Прочность матрицы ПММА составила в среднем 119 МПа. Незначительная добавка ZrO_2 (0,1 %) привела к повышению предела прочности в среднем на 3 %, а добавка 5 % ZrO_2 - к 5 % росту. Аналогичным образом изменился и предел текучести. Вид кривой деформации в зависимости от содержания ZrO_2 не изменялся.

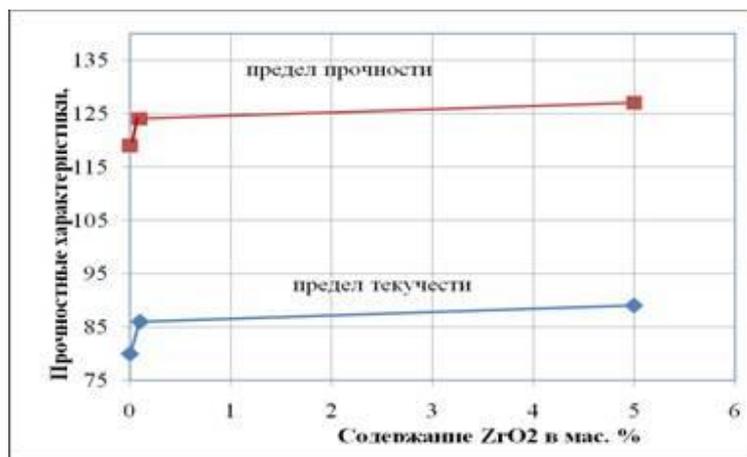


Рис. 2. Зависимости прочностных характеристик от содержания наполнителя ZrO₂

Результаты испытаний на трение скольжения обнаружили, что для ПММА без наполнителя при нагрузках 7 и 11 Н процесс трения нестабилен - идёт приработка образцов. При дальнейшем увеличении нагрузки процесс стабилизируется. Средний коэффициент трения равен 0,6. Для композита ПММА с 5 мас. % ZrO₂ приработка завершается уже при нагрузке 7 Н. При увеличении нагрузки процесс трения протекает стабильно с постоянным коэффициентом равным 0,48.

Данные по износу исследованных образцов (табл. 1) показывают, что износостойкость композита ПММА+1 мас.% ZrO₂ более чем в 2 раза превышает износостойкость обычного ПММА.

Таблица 1. Износостойкость ПММА и композитов на его основе

Образцы	Im=Δm/L, мг/м
ПММА (промышленный)	0,0568
ПММА (лабораторный)	0,0455
ПММА + 1 мас.% ZrO ₂	0,0221

Выводы:

Получен новый композиционный материал на основе ПММА с армирующими сферическими наноструктурными микрочастицами ZrO₂. Оптимальное содержание аэрозольного порошка ZrO₂ в ПММА-матрице составляет 0,1 мас. %. Такие композиты при практически полном сохранении прозрачности для человеческого глаза (по сравнению с обычным ПММА) обладают лучшими прочностными характеристиками, меньшим коэффициентом трения и лучшей износостойкостью.

Обнаружено, что при полимеризации ПММА с добавкой порошков ZrO₂ протекают процессы структурной самоорганизации, приводящей к формированию композита со сложной структурой в виде трехмерных дендритных фрактальных образований.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проекты 09-03-01063-а и 10-08-90015-Бел_а) и программ РАН П-7, ОХНМ-02, 11-08-90415-Укр-ф-а.

НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ ПЭВД И ПРИРОДНЫХ НАПОЛНИТЕЛЕЙ

Пантюхов П. В., Монахова Т.В., Попов А.А.

Россия, ИБХФ РАН, pantyukhov@mail.ru

NEW MATERIALS BASED ON PELD AND NATURAL FILLERS

Pantyukhov P.V., Monahova T.V., Popov A.A.

In this work was used low-density polyethylene (LDPE) as a polymer matrix and different fillers from renewable natural raw materials. Six lignocellulosic waste products appears as fillers for the polymer. Textile manufacture waste, oil manufacture waste, papermaking waste, food industry waste, dried straw and dried leaves were mixed in two-part compositions with LDPE.

Были получены пленки прессованием при 140°C, предварительно смешанного в смесителе типа «Brabender» ПЭВД в с природными наполнителями, измельченными до фракции менее 200 мкм. В качестве наполнителей использовались льняная костра (ЛК), лузга подсолнечника (ЛП), лигносульфонат натрия (ЛСТ), листья березы (ЛБ), солома злаковая (СЗ), банановая кожура (БК). Содержание наполнителей во всех композициях составляло 30 масс. %, 70 масс. % приходилось на полиэтилен высокого давления (ПЭВД).

Пленки представлены на рис.1-4.



Рис.1. ПЭВД+ЛК



Рис.3. ПЭВД+ЛБ

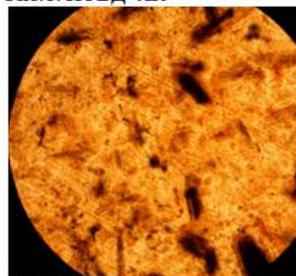


Рис.2. ПЭВД+ЛК
(микрофотография, x100)



Рис.4. ПЭВД+ЛБ
(микрофотография, x100)

Видно, что наполнители достаточно хорошо распределены в матрице полимера.

Представляло интерес установить влияние природных наполнителей на параметры термического окисления при температурах выше $T_{пл}$ (130°C) и ниже $T_{пл}$ (90 °C). Исследование кинетики окисления проводилось на манометрической установке с поглощением летучих продуктов окисления твердым КОН.

На рисунке 5 представлены кинетические кривые окисления композиций при 130 °C. Видно, что лигносульфонат натрия (ЛСТ), отход целлюлозно-бумажной промышленности, значительно тормозит окисление ПЭВД, а наполнитель из отходов пищевой промышленности, банановой кожуры (БК) незначительно ускоряет окисление чистого ПЭВД. Более интенсивно ускоряют окисление полимера добавки лузги подсолнечника (ЛП) и льняной костры (ЛК), отходов при производстве растительных масел и отходов текстильной промышленности соответственно.

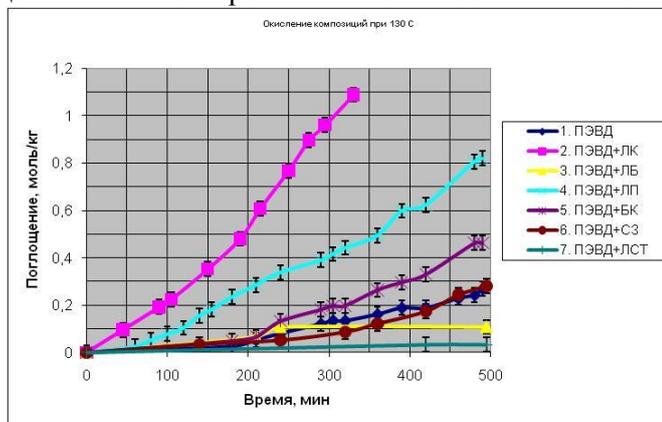


Рис. 5. Окисление композиций при 130°C

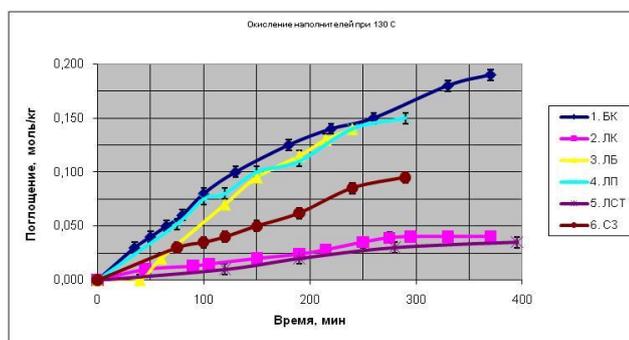


Рис. 6. Окисление наполнителей при 130°C

Сами по себе наполнители не являются инертными к процессу окисления (рис. 6). За счет входящих в них природных антиоксидантов они могут тормозить процесс окисления или наоборот, также входящие в состав отходов непредельные жирные кислоты могут ускорять окисление. Однако эти свойства не всегда можно объяснить только химическим составом добавок, так ЛК сама по себе практически не окисляется, а входя в состав композиций с ПЭВД очень сильно инициирует окисление (рис.5-6), а БК наоборот, сама сильно окисляется, а ее композиция устойчива к окислению при обоих исследуемых температурах. Характер влияния добавок на скорости окисления композиций в твердом состоянии (при 90°C), аналогичен зависимости при 130°C. Композиты с ЛП и ЛК окисляются с большими скоростями, чем ПЭ, а БК и ЛСТ за весь период опыта (270 часов) так и не начали окисляться.

Таким образом, при введении в композицию с ПЭВД БК и ЛСТ, получается материал, устойчивый к термоокислительной деструкции. Применение ЛП и ЛК дает материал, который будет гораздо быстрее окисляться, чем исходный ПЭВД.

БИОКАТАЛИЗАТОРЫ НА ОСНОВЕ АЛЬГИНАТНЫХ МИКРОЧАСТИЦ И ПРОТИВООПУХОЛЕВОГО ПРЕПАРАТА ЦИКЛОФОСФАМИДА

Рахимбаева Д.Ж., Мусабеков К.Б., Батырбеков Е.О.

Казахский Национальный университет им. аль-Фараби, Алматы, Казахстан

Институт химических наук им. А.Б. Бектурова, Алматы

Diko_rakhimbaeva@inbox.ru

Ферменты и белки, присутствуют во всех живых клетках и играют роль биологических катализаторов. Через их посредство реализуется генетическая информация, и осуществляются все процессы обмена веществ и энергии в живых организмах.

Эффективность действия ферментов определяется значительным снижением энергии активации катализируемой реакции в результате образования промежуточных фермент-субстратных комплексов. Присоединение субстратов происходит в активных центрах, которые обладают сходством только с определенными субстратами, чем достигается высокая специфичность (избирательность) действия ферментов. В настоящее время самым перспективным направлением в области медицины и нанотехнологии является применение ферментов, на полимерные нано- и микронаносистемах. В работе приведены результаты исследований по разработке высокоактивных биокатализаторов «послойным» методом иммобилизации ферментов на модифицированных альгинатных микрочастицах и последующим введением в противоопухолевый препарат на матрицу циклофосфамида. В качестве, ферментных препаратов для иммобилизации использованы лидаза, аспаргиназа. А также проведена иммобилизация в структуру альгината кальция, покрытое на основе хитозана. Проведен широкий спектр исследований по отработке оптимальных условий (рН среда, концентрации альгината и хитозана) на степень иммобилизации ферментов. Методами ИК и ЯМР – спектроскопии было определено структура и состав циклофосфамида. Установлено, что использование «послойного» метода иммобилизации позволяет использовать стабильность ферментов 9-10 раз. Таким образом, результаты свидетельствуют о возможности использования иммобилизации противоопухолевого препарата циклофосфамида и биокатализатора а также в качестве матрицы альгината натрия для создания лечебных систем.

О ОДНОМ МЕХАНИЗМЕ РАЗРУШЕНИЙ НА ТРУБНОМ ТРАНСПОРТЕ

Семенов Я.С., Портнягин С.П.*

Северо-восточный федеральный университет

*Якутский государственный инженерно-технический институт, автомобильный факультет

E-mail: yansemeno@mail.ru

MECHANISM OF THE DESTROY ON PIPE TRANSPORT

Semenov Yan S., Portnyagin S.P.

Annotation

The cork on gas gyration created on pipe transport is reason of the destroy. We are construction mathematical model. Model is the adequate.

Введение. Одним из часто встречающихся проблем при добыче газа – являются газогидратные пробки. При закупорке возникают участки с повышенным давлением. Давление повышается до тех пор, пока не выдавливается газогидратная пробка. В этом случае (при продавливании газогидратной пробки, которая распыляется после продавливания) на задвижках распределительных станций могут возникнуть условия для газодинамического удара.

Модель. Рассмотрим математическую модель газодинамического удара. Пусть ось ox направлена вдоль трубы, причем начало координат 0 лежит в плоскости образованной газогидратной пробкой, p_0 – рабочее давление газа в газопроводе (рис. 1.).



Рис.1. Координаты модели.

Для определения осредненных значений скорости v и давления $p(x,t)$ получаем краевую задачу

$$\left. \begin{aligned} -\frac{dp}{dx} &= \frac{d(\rho_0 v)}{dt} + 2\alpha(\rho_0 v) \\ -\frac{dp}{dt} &= \lambda^2 \frac{d(\rho_0 v)}{dx} \end{aligned} \right\} \begin{aligned} 0 < x < l \\ 0 < t < +\infty \end{aligned} \quad (1-2)$$

$$p(x,t) \approx p_0 \quad v(x,0) = v_0 \quad 0 \leq x \leq l$$

$$p(0,t) \approx p_0 \quad v(l,t) = 0 \quad 0 < t < +\infty$$

где ρ_0 - начальная плотность газа в газопроводе;

$$\lambda = \frac{1}{\sqrt{\frac{\rho_0}{k} + \frac{2R_0\rho_0}{E\delta}}}$$

k – модуль упругости газа, входящий в закон Гука для газа; R_0 – внутренний радиус трубы в невозмущенном состоянии; E – модуль упругости материала трубы; δ - толщина трубы; α - коэффициент сопротивления трения трубы на единицу длины;

$$\tilde{p} = k\tilde{\rho} / \rho_0 \quad (\tilde{p} = p - p_0; \quad \tilde{\rho} = \rho - \rho_0;$$

при этом $\tilde{p}(\tilde{\rho}) \ll p_0(\rho_0)$, тогда $p_0 / (R_0 E \delta) \ll 1$.

Установим связь между внутренним радиусом трубы R и давлением p в трубе. Для этого рассмотрим расстояние половины элемента отсекаемого от трубы поперечными сечениями x и $x+\Delta x$ (см. рис.1).

Выведем уравнение неразрывности, выражающее закон сохранения массы вещества в объеме, заключенном между плоскостями x и $x+\Delta x$.

$$\frac{\partial}{\partial t} \int_x^{x+\Delta x} S\rho dx = (S\rho v)_x - (S\rho v)_{x+\Delta x}$$

т.е.

$$\int_x^{x+\Delta x} \frac{\partial}{\partial t} (S\rho) dx = (S\rho v)_x - (S\rho v)_{x+\Delta x}$$

откуда

$$-\frac{\partial p}{\partial t} = \lambda^2 \frac{\partial(\rho_0 v)}{\partial x}$$

Составим уравнение движения, выражающее 2-й закон Ньютона для элемента газа, заключенного в рассматриваемый момент времени между сечениями x и $x+\Delta x$:

$$\frac{d}{dt} \int_x^{x+\Delta x} (S\rho v) dx = (Sp)|_x - (Sp)|_{x+\Delta x} - 2\alpha \int_x^{x+\Delta x} (S\rho v) dx, \quad \alpha = const, \alpha > 0$$

$$\int_x^{x+\Delta x} \left\{ \frac{d}{dt} (S\rho v) \right\} dx = (Sp)|_x - (Sp)|_{x+\Delta x} - 2\alpha \int_x^{x+\Delta x} (S\rho v) dx$$

$$\frac{d(S\rho v)}{dt} = \frac{\partial(Sp)}{\partial x} - 2\alpha S\rho v$$

Откуда

Вместо системы дифференциальных уравнений 1-го порядка получим одно гиперболическое уравнение 2-го порядка как для функций $v(x,t)$, так и для $p(x,t)$. А именно, дифференцируя (1) по x и (2) по t и исключая v , получим

$$\frac{\partial^2 p}{\partial t^2} = \lambda^2 \frac{\partial^2 p}{\partial x^2} - 2\alpha \frac{\partial p}{\partial t}, \quad \text{при } 0 < x < l, 0 < t < +\infty \quad p(0,t) = p_0 \quad \text{при } 0 < t < +\infty$$

$$\text{далее } p(x,0) = p_0 \quad \text{при } 0 < x < l$$

Второе начальное условие для $p(x,t)$ получаем из $v(x,0)=v_0$ при $0 \leq x < l$ и уравнения (2)
 $p_t(x,0) = 0 \quad \text{при } 0 \leq x < l$

Это уравнение можно решить методом разделения переменных. Пусть $p(x,t) = T(t)X(x)$. Найдем производные по x и t и запишем .

$$X \left[\frac{\partial^2 T}{\partial t^2} + 2\alpha \frac{\partial T}{\partial t} \right] = \lambda^2 T \frac{\partial^2 X}{\partial x^2} = \eta^2$$

Случай 1. $\eta^2 > 0$, тогда

$$\frac{1}{T} \left[\frac{\partial^2 T}{\partial t^2} + 2\alpha \frac{\partial T}{\partial t} \right] = \eta^2 \quad \frac{\lambda^2}{X} \frac{\partial^2 X}{\partial x^2} = \eta^2$$

или запишем эти уравнения в следующем виде

$$\frac{\partial^2 T}{\partial t^2} + 2\alpha \frac{\partial T}{\partial t} - \eta^2 T = 0$$

решениями этого в общем, виде является:

$$T = C_1 \exp \frac{-2\alpha + b}{2} + C_2 \exp \frac{-2\alpha - b}{2},$$

где $b = \alpha^2 + 4\eta^2$ и для второго уравнения

$$\frac{\partial^2 X}{\partial x^2} - \frac{\eta^2}{\lambda^2} X = 0$$

общими решениями этого уравнения представляются в следующем виде:

$$X = C_3 \exp \frac{\eta}{\lambda} t + C_4 \exp -\frac{\eta}{\lambda} t$$

Таким образом, общее решение для изменений давления в газе и на стенках трубы запишется в следующем виде:

$$P = X(x) \cdot T(t) = \left[C_3 \exp \frac{\eta}{\lambda} t + C_4 \exp -\frac{\eta}{\lambda} t \right] \left[C_1 \exp \frac{-2\alpha + b}{2} + C_2 \exp \frac{-2\alpha - b}{2} \right]$$

Из начальных и граничных условий можно определить постоянные интегрирования C_1 - C_4 для конкретных задач. Это, возможно, сделать методом вариации постоянных или иным другим методом.

Закключение. т.е. «раскачивание» трубы будет вызывать напряжения сжатия- растяжения, которые, в зависимости от амплитуды колебаний, вызовут рост микротрещин до критических размеров с последующим катастрофическим разрушением.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОКРУЖАЮЩЕЙ СРЕДЫ НА ПРОЧНОСТЬ СВАРНОГО ШВА ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Семенов Я.С., Портнягин С.П.*

Северо-восточный федеральный университет

**Якутский инженерно-технический институт, Автомоторный факультет
yansemenov@mail.ru*

INFLUENCE OF THE TEMPERATURE ON STRENGTH ON POLIMER MATERIALS WITH WELDING SEAM

Semenov Y.S., Portnaygin S.P.

Annotation

Investigation of the deformation field on polymer materials make use heatvising. Investigation of the kinetic strain. The temperature of the surround media are welding influence on the strain.

Введение. Полимерные материалы широко используются в промышленности с широким спектром назначений – для газовых и водных труб, благодаря многим свойствам, например, они легче, чем металлические трубы, химическая и коррозионная устойчивость и т.д. [1-2]. Как известно [3-7] во многом эксплуатационная надежность и долговечность полимерных трубопроводов зависит от качества сварных соединений. Особенно, когда полимерные трубы эксплуатируются в зоне вечной мерзлоты, с большой амплитудой колебания сезонных и суточных температур и возникающих при этом напряжений.

Цель данной работы - исследовать деформационные поля полимерных материалов со сварными соединениями при одноосном нагружении с помощью тепловизора.

Материалы и методика исследований. Исследовались полимерные материалы - полиэтилены марки ПЭ80, ПЭ63.

Для экспериментального исследования кинетики деформирования и разрушения гладких образцов и образцов с зонами сплавления был использован тепловизор «ТКВр-ИФП», предельная чувствительность 0,03 К, диапазон измеряемых температур 293÷318 К, пространственное разрешение не менее 0,5 мм, частота кадров - 20 кадров/с, характерная рабочая длина волны 2,9 мкм, функция анализа термограмм и т.д. Исследования проводились на плоских образцах сварных соединений из полиэтилена ПЭ80 и ПЭ63. Гладкие сварные образцы из полиэтилена марки ПЭ80 вырезались из трубы. Размеры рабочей части образцов ПЭ80 и ПЭ63 - 60,5×9×10,8 мм. Механические испытания на одноосное растяжение образцов проводились на универсальной испытательной машине «Instron-1195». Скорость нагружения для ПЭ80 и ПЭ63 – 3,3·10⁻⁴ м·с⁻¹.

Сварное соединение из полиэтилена ПЭ80. Качественно изменение теплового режима образца со сварным швом аналогичен случаю гладкого образца из такого же материала.

Различие заключается в том, что для данной технологии, режимов и качества выполнения сварки:

- а) разрушение образцов произошло по сварному шву;
- б) значения температур разные.

Графики изменения максимальной температуры в процессе деформирования представлены на рис.1 - №180 (+20⁰С), рис.2 - №182 (-20⁰С) и рис.2 - №185 - (-38⁰С). Характер изменения температуры по осевой линии для всех образцов такой же, как и для гладкого образца, за исключением того, что место образования очага необратимой деформации одно. Анализ рис.1-2 показывает, что с понижением температуры, при которой выполнялась сварка:

- а) значение разогрева материала при деформировании увеличивается;
- б) протяженность участка понижения температуры перед разрушением уменьшается.

Данное обстоятельство, по-видимому, можно объяснить, тем, что с понижением температуры окружающей среды материал сварного соединения становится более прочным (возможно «закалка»)

Сварное соединение из полиэтилена ПЭ63. Характер изменения теплового режима для данного образца в принципе такой же, как и для образца №180 из ПЭ80 со сварным швом. Различие заключается в значениях температуры.

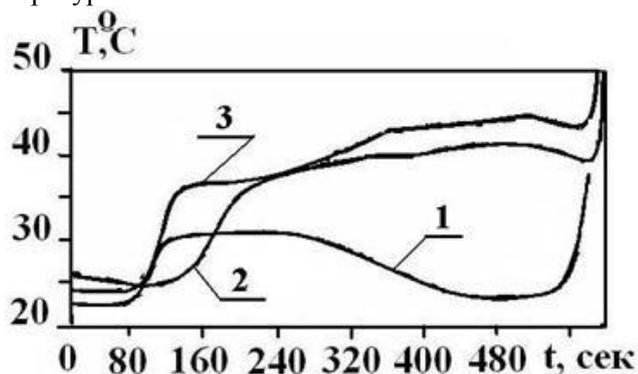


Рис.1. Изменение температуры образца из полиэтилена марки ПЭ80 с зоной сплавления: 1- температура окружающей среды при сварке +20⁰С; 2 - температура окружающей среды при сварке - 20⁰С; 3 - температура окружающей среды при сварке -38⁰С.

Заключение. В работе установлено, что температура окружающей среды, при которой выполнялась сварка, существенным образом влияет на поведение образца при его деформировании и, возможно, на разрушение при эксплуатации.

Литература:

1. М. Ezrin. Plastics Failure Guide – Cause and Prevention, Hanser, Munchen, 1996, 430.
2. Н Chen, R.J. Scavuzzo, T.S. Srivatsan. J. Mater. Eng. Perform., 6 – 1997. – р. 473.
3. Кайгородов Г.К., Каргин В.Ю. Влияние скорости охлаждения полиэтиленового сварного шва на его прочность. // Трубопроводы и экология № 2 - 2001г, С.13-14.
4. Зайцев К.И., Истратов И.Ф., Ляшенко В.Ф., Волков С.С. Исследование сварного соединения полиэтиленовых труб. // Применение пластмасс в машиностроении. – М.,1972 г., С.53-57.
5. Семенов Я.С. Определение зоны пластической деформации в вязко -пластически - упругих материалах // Докл. РАН. – 2004, т. 389, № 1, с. 43.
6. Семенов Я.С., Иванов А.М., Лукин Е.С. Метод диагностики предельных нагрузок оборудования, машин и механизмов // Машиностроитель. – 2004, № 1, с. 37-39.
7. Молчанов Ю.М., Молчанова Г.А. Калориметрические исследования процесса растяжения полиэтилена // Механика полимеров. – 1970. № 4. с. 579-584.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБОК В КАЧЕСТВЕ МОДИФИКАТОРОВ ЭПОКСИДНЫХ И ЭПОКСИПОЛИСУЛЬФОНОВЫХ МАТРИЦ НАМОТОЧНЫХ ОРГАНОПЛАСТИКОВ

Солодилов В.И., Корохин Р.А., Горбаткина Ю.А., Куперман А.М.

*Россия, Учреждение Российской академии наук Институт химической физики им. Н.Н. Семенова
РАН, vital-yo@yandex.ru*

CNT AS MODIFIERS FOR EPOXY AND EPOXYPOLYSULFONE MATRICES FOR WOUND ORGANIC FIBER REINFORCED PLASTICS

Solodilov V.I., Korokhin R.A., Gorbatkina Yu.A., Kuperman A.M.

The structure and mechanical properties were investigated for wound organic fiber reinforced plastics (OFRP) based on epoxy or epoxy polysulfone matrices modified by MWCNT. All test specimens had identical technological and heat treatment conditions. It was shown that introduction of MWCNT into the matrices resulted in increasing the shear strength and fracture toughness of OFRP. In this case the material strength under compression did not practically reduce.

Углеродные нанотрубки (УНТ) обладают уникальными физико-механическими свойствами и могут быть использованы в качестве перспективных модификаторов для изменения свойств полимерных матриц и композиционных материалов, прежде всего трещино- и ударостойкости. В последнее время для увеличения вязкости разрушения используют эпоксидные матрицы, модифицированные термопластичными полимерами. В данной работе представлены результаты изучения свойств органопластиков на основе эпоксидных матриц, в состав которых входят УНТ или термопласт и УНТ.

В качестве компонентов матриц использовали эпоксидный олигомер ЭД-20, полисульфон ПСК-1 ($M_n=35000$) и многослойные углеродные нанотрубки производства компании Shenzhen Nano-Technologies Port Co., Ltd. марки L-MWNT4060 ($l=5-15$ мкм, $d=40-60$ нм). При намотке органопластиков применяли арамидное волокно Русар. Концентрацию УНТ в эпоксидной матрице изменяли от 0,3% до 1% от массы ЭД-20. УНТ диспергировали в эпоксидном связующем при помощи ультразвука. Предварительно УНТ «озвучивали» в хлороформе 30 мин. Далее в получившуюся дисперсию вводили эпоксидную смолу и «озвучивали» еще 2 ч. В качестве источника ультразвукового воздействия применяли прибор УЗТА-0,2/22-ОМ «Волна». Затем, для удаления растворителя, системы вакуумировали при 70°C в течение 5 ч. При приготовлении связующих, содержащих и УНТ, и полисульфон, начальный этап введения УНТ в ЭД-20 был аналогичен выше описанному. Далее в получившуюся дисперсию вводили ПСК-1 при температуре $100 - 110^\circ\text{C}$ при непрерывном перемешивании в течении 24-50 часов. В результате модификатор полностью растворялся в эпоксидной смоле. Содержание ПСК-1 в эпоксидной матрице составляло 5 и 20 от массы ЭД-20. Отвердителем служил триэтаноламинотитанат, который вводился в смеси в количестве 10%(мас.) от массы ЭД-20. Режим отверждения 180°C , 8ч.

Органопластики получали намоткой волокна на цилиндрическую или плоскую оправку. В данной работе применяли две технологических схемы. При изготовлении органопластиков на основе ЭД-20, модифицированного УНТ, применяли традиционную технологию для низковязких связующих. Для намотки композита на основе эпоксиполисульфоновых смесей использовалась предложенная нами ранее технологическая схема для высоковязких связующих, совмещающая в себе приемы намотки на основе реактопластов и получения препрегов на основе термопластов.

Свойства армированных пластиков определяли на сегментах, вырезанных из намотанных колец или пластин, которые имели одинаковую технологическую и тепловую предысторию. Испытания на сдвиг проводили по методу изгиба короткой балки [1, 2]. Скорости нагружения материалов изменяли на пять порядков от квазистатической до динамической. Энергию межслоевого разрушения органопластиков GIR, которая характеризует их трещиностойкость, определяли методом двухконсольной балки на образцах с надрезом (трещиной) [3]. Прочность при сжатии измерена на плоских образцах, полученных намоткой на пластину с последующим прессованием. На всех типах

образцов определено содержание волокна и пористость. Все экспериментальные значения, приведенные на рисунках, получены усреднением результатов испытания 5 – 10 образцов.

На рис. 1 и 2 представлена вязкость разрушения органопластиков на основе эпоксидных матриц, модифицированных УНТ и ПСК-1. Видно, что введение УНТ в матрицу органопластика (рис. 1) может увеличивать его трещиностойкость на $\approx 30\%$. Следует отметить, что увеличение G_{IR} происходит только при достаточно большом (1%) количестве УНТ. Введение малых добавок (0,3-0,6%) практически не оказывает влияния на вязкость разрушения. Принимая во внимание полученную тенденцию, можно предположить, что добавление большего ($>1\%$) количества УНТ еще повысит G_{IR} органопластиков. Однако, данное предположение требует дополнительных исследований. При использовании УНТ в качестве модификаторов эпоксиполисульфоновых матриц увеличить трещиностойкость материала не удастся (рис. 2). G_{IR} в данном случае практически не меняется.

Оказалось также, что введение УНТ в эпоксидную и эпоксиполисульфовую матрицы не изменяет прочности органопластиков при сжатии. Видимо, такое поведение материалов связано с тем, что УНТ не способны воспринимать осевые нагрузки вследствие их хаотического расположения в матрицах.

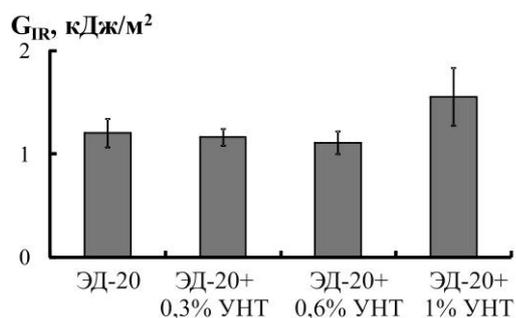


Рис. 1. Зависимость трещиностойкости эпоксидных органопластиков от содержания УНТ в ЭД-20.

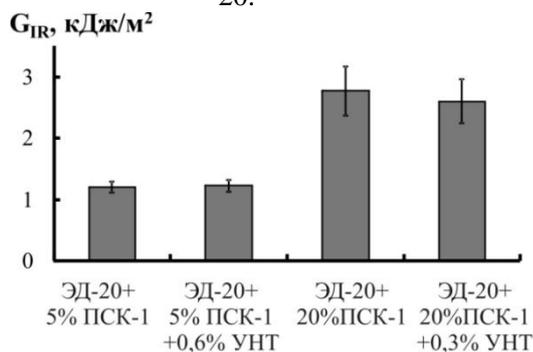


Рис. 2. Удельная вязкость разрушения эпоксиполисульфоновых органопластиков, модифицированных УНТ

Модифицирование УНТ практически не оказывает влияние и на прочность эпоксидных органопластиков при сдвиге при всех скоростях нагружения (см. таблицу). Однако, добавление УНТ в эпоксиполисульфоновые матрицы может быть весьма эффективно. Так для органопластиков на основе матрицы ЭД-20+20%ПСК-1+0,3%УНТ прочность при сдвиге увеличивается на 10-15% по сравнению с прочностью τ композитов, в матрице которых содержится только ПСК-1. Суммарное увеличение прочности τ (относительно пластика на основе немодифицированной смолы) составляет 30-40%.

Таблица. Прочность при сдвиге органопластиков на основе эпоксидной матрицы ЭД-20, модифицированной УНТ и полисульфоном ПСК-1.

Состав матриц V _H	ЭД-20	ЭД-20 +0,3% УНТ	ЭД-20 +0,6% УНТ	ЭД-20 +1% УНТ	ЭД-20 +5% ПСК-1	ЭД-20 +5% ПСК-1 +0,6% УНТ	ЭД-20 +20% ПСК-1	ЭД-20 +20% ПСК-1	ЭД-20 +20% ПСК-1 +0,3% УНТ
11 мм/мин	35±1	31±1	35±1	35±1	32±2	35±1	37±1	42±2	
80 мм/мин	37±1	34±1	34±2	39±2	33±1	36±2	40±2	45±1	
4 м/с	36±2	37±2	39±2	40±2	36±2	41±1	47±3	51±3	
5.4 м/с	38±1	39±2	38±2	44±1	38±1	39±2	45±1	52±2	

Таким образом, модифицирование УНТ эпоксиполисульфоновых матриц позволяет значительно повысить прочность при сдвиге и трещиностойкость органопластиков, при этом практически не снижая прочности при сжатии.

Литература.

1.Тарнапольский Ю.М., Кинцис Т.Я. Методы статических испытаний армированных пластиков. М.: Химия, 1975, 264с.

2.Антонов А.В., Зеленский Э.С., Куперман А.М., Лебедева О.В., Рыбин А.А. // Механика композит. материалов. - 1998. - т. 34. - №1. - с. 1-7.

3.В.И Солодилов, С.Л Баженов, Ю.А Горбаткина, А.М.Куперман. // Механика композит. материалов. - 2003. - т. 38. - № 5 - с. 615 - 626.

СВОЙСТВА ОРГАНОПЛАСТИКОВ НА ОСНОВЕ ЭПОКСИПОЛИСУЛЬФОНОВЫХ МАТРИЦ И АРАМИДНОГО ВОЛОКНА РУСАР

Солодилов В.И., Корохин Р.А., Горбаткина Ю.А., Куперман А.М.

Россия, Учреждение Российской академии наук Институт химической физики им. Н.Н. Семенова РАН, vital-yo@yandex.ru

PROPERTIES OF OFRP BASED ON EPOXYPOLYSULFONE MATRICES AND RUSAR ARAMIDE FIBERS

Solodilov V.I., Korokhin R.A., Gorbatkina Yu.A., Kuperman A.M.

The paper presents the study of the properties of unidirectional wound OFRP based on the ED-20 epoxy oligomer, the PSK-1 polysulfone and Rusar aramide fibers. It was shown, that the modification with the PSK-1 thermoplastic enabled us to increase significantly crack resistance: the value of fracture toughness increased by a factor of 2 as compared to plastics with initial (unmodified) epoxy matrix. The shear strength under impact loading τ increased, in this case, by 20-30%.

Органопластики на основе арамидных волокон находят применение в конструкциях, для которых велика вероятность различных воздействий, ведущих к повреждению материала. В связи с этим, возможность создания органопластиков с еще более высоким сопротивлением к разрушению за счет модифицирования полисульфоном эпоксидной матрицы представляется весьма перспективной.

В работе изучены свойства однонаправленных намоточных органопластиков на основе эпоксидного олигомера ЭД-20, полисульфона ПСК-1 ($M_n=35000$) и арамидного волокна Русар, а также трещиностойкость неармированных матриц. Полимерные смеси получали при температуре 100 – 110°C при непрерывном перемешивании в течении 24-50 часов. В результате модификаторы полностью растворялись в эпоксидной смоле. Содержание ПСК-1 в эпоксидной матрице (С) составляло от 5 до 20% от массы ЭД-20. Отвердителем служил триэтаноламинотитанат, который вводился в смеси в количестве 10%(мас.) от массы ЭД-20. Режим отверждения 180°C, 8ч.

Образцы неармированных матриц получали свободным литьем эпоксиполисульфоновых смесей в силиконовые формы. После отверждения отливки вынимали из формы и обрабатывали на шлифовальном и фрезерном станках. Полученные профилированные пластины использовали в

качестве образцов для испытаний. Предварительно, с помощью лезвия, задавалась начальная трещина.

Органопластики получали намоткой арамидного волокна на цилиндрическую или плоскую оправку. В данной работе использовалась предложенная нами ранее технологическая схема для высоковязких связующих эпоксидная смола- полисульфон, совмещающая в себе приемы намотки на основе реактопластов и получения препрегов на основе термопластов.

Физико-механические характеристики определяли на сегментах, вырезанных из намотанных колец или пластин. Все образцы имели одинаковую технологическую и тепловую предысторию. На всех типах образцов определено содержание волокна и пористость. Испытания на сдвиг проводили методом изгиба короткой балки при трехточечной схеме нагружения. Скорость перемещения захватов испытательной машины изменяли на пять порядков от 11 мм/мин до 5,4 м/с. При квазистатических испытаниях использовали универсальную испытательную машину типа Instron; при низкоскоростном ударе (при скоростях больших 1м/с, но меньших 30 м/с) – ударную установку, выполненную на базе пружинного копра. Оба измерительных комплекса обеспечивали компьютеризированное считывание и обработку результатов; в обоих использовали одну и ту же измерительную аппаратуру. В процессе испытания регистрировали диаграммы нагружения, т.е. зависимости нагрузка– время, что позволило получить данные о кинетике изменения прочности при различных скоростях нагружения. Энергию межслоевого разрушения органопластиков G_{IR} , которая характеризует их трещиностойкость, измеряли методом двухконсольной балки на образцах с надрезом (трещиной). Образцы также представляли собой сегменты кольца. Трещина задавалась на стадии намотки при помощи тефлоновой пленки, помещаемой в срединных слоях образца. Прочность при сжатии измерена на плоских образцах, полученных намоткой на пластину с последующим прессованием. Все экспериментальные значения, приведенные на рисунках, получены усреднением результатов испытания 5 – 10 образцов.

На рис. 1 показано изменение трещиностойкости неармированных эпоксиполисульфоновых матриц и органопластиков на их основе. С ростом концентрации ПСК-1 трещиностойкость матриц монотонно увеличивается. Максимального значения величина G_{IR} достигает при введении 15-20%(мас.) полисульфона. В этом случае трещиностойкость матриц увеличивается более чем в пять раз. Энергия расслоения органопластиков, также как и в случае с матрицами, монотонно возрастает, и достигает максимального значения при введении тех же 20%(мас.) ПСК-1. При этом трещиностойкость органопластиков увеличивается в два раза. Рост трещиностойкости эпоксидных матриц, модифицированных полисульфоном и органопластиков на их основе можно связать с фазовым расслоением матриц в процессе отверждения. При нагружении композита, растущая микротрещина, встречая в матрице пластичную фазу полисульфона, затормаживается, и для ее дальнейшего продвижения требуется больше энергии, что, в конечном итоге, увеличивает общие затраты энергии, необходимые для полного разрушения материала.

Как влияет модифицирование эпоксидной матрицы ПСК-1 на свойства органопластиков при сжатии показано на рис. 2. Видно, что введение полисульфона несколько снижает прочность при сжатии. Максимальное снижение прочности не превышает 15%. Такое поведение материалов можно объяснить ростом пластичности матрицы с увеличением концентрации модификатора.

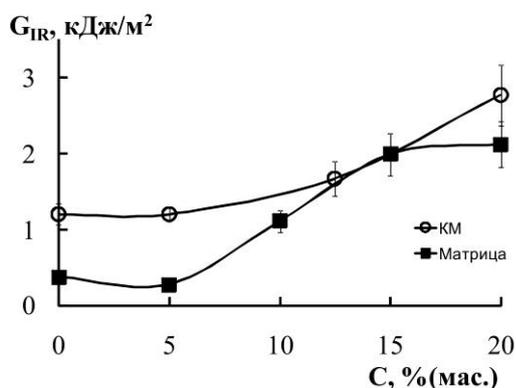


Рис. 1. Зависимость трещиностойкости эпоксиполисульфоновых матриц и органопластиков на их основе от содержания ПСК-1 в ЭД-20

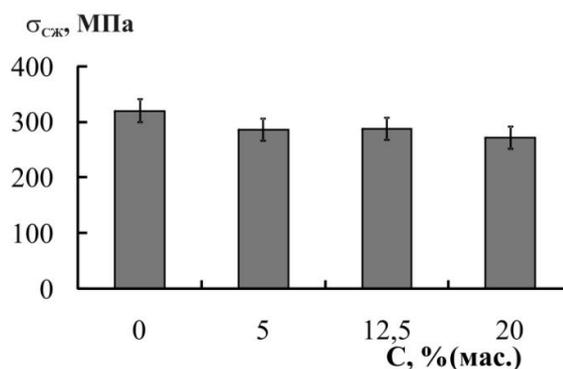


Рис. 2. Прочность при сжатии органопластиков на основе эпоксидной матрицы ЭД-20, модифицированной полисульфоном ПСК-1.

Модифицирование полисульфоном эпоксидных матриц может быть весьма эффективным для увеличения прочности при сдвиге при сдвиге τ органопластиков. Из таблицы видно, что введение 20% ПСК-1 приводит к росту прочности τ при динамических скоростях нагружения на 20-30% по сравнению с органопластиками на основе матрицы ЭД-20. При квазистатических скоростях нагружения прочность при сдвиге органопластиков практически не изменяется с ростом концентрации полисульфона ПСК-1.

Таблица. Прочность при сдвиге органопластиков на основе эпоксидной матрицы ЭД-20, модифицированной полисульфоном ПСК-1.

V_H \ C, %(мас.)	0	5	12,5	20
11 мм/мин	35±1	32±2	39±1	37±1
80 мм/мин	37±1	33±1	40±2	40±2
4 м/с	36±2	36±2	39±3	47±3
5,4 м/с	38±1	38±1	43±2	45±1

Полученные данные подтверждают перспективность использования эпоксиполисульфоновых матриц для производства намоточных композитов. При таком модифицировании трещиностойкость и ударостойкость армированных пластиков заметно увеличиваются без снижения температуры стеклования, как при других видах пластификации (каучуками, активными разбавителями и др.). Максимальный эффект от введения полисульфона в эпоксидную матрицу наблюдается при большом (20%(мас.)) содержании ПСК-1.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ НА АДГЕЗИОННУЮ ПРОЧНОСТЬ И УДАРНУЮ ВЯЗКОСТЬ ЭПОКСИКОМПОЗИТОВ ОБРАБОТКИ ПЕРЕМЕННЫМ МАГНИТНЫМ ПОЛЕМ НИЗКОЙ ЧАСТОТЫ

Стухляк П.Д., Карташов В.В., Бадыщук В.И.

Украина, Тернопольский национальный технический университет имени Ивана Пулюя,
uncletafuk@i.ua

THE INVESTIGATE OF INFLUENCE ON ADHESION STRENGTH AND IMPACT STRENGTH OF EPOXYCOMPOSITE WITCH PROCESSED BY ALTERNATING MAGNETIC FIELD WITH LOW FREQUENCY

Stuhlyak P.D., Kartashov V.V., Badischuk V.I.

Annotation. The influence of an alternating magnetic field with low frequency on the adhesion strength and impact strength sample of epoxy matrix and polymer composition, including ferromagnetic filler, are investigated. Identify the optimal regimes for magnetic handle to get materials with desired properties.

Композиционные материалы (КМ) все чаще используются в различных отраслях промышленности для существенного повышения надежности и увеличения срока службы и межремонтного периода технологического оборудования. Однако, в настоящее время уровень разработок эпоксидных композитов не полностью удовлетворяет требованиям промышленности из-за недостаточной коррозионной стойкости, износостойкости, адгезионной прочности к металлической основе, что сдерживает широкое использование эпоксикомпозитов для защиты поверхностей деталей механизмов и машин. В связи с этим закономерности формирования эпоксикомпозитов и методы их модифицирования является объектом научных исследований. Одним из основных средств регулирования структуры и свойств полимеров и полимерных композитов является физическое модифицирование самих композиций и их составляющих. Главным направлением такой физической модификации является исследование влияния внешних энергетических полей, а именно - магнитной обработки.

Известно, что обработка высокочастотным магнитным полем, приводит к улучшению физико-механических и адгезионных свойств полимеркомпозитных материалов. Установлено, что обработка композиций в переменном магнитном поле частотой 20 ... 60 МГц позволяет повысить адгезионную прочность на 5 ... 10 %. Дальнейшее увеличение частоты приводит к снижению адгезионно-прочностных характеристик, что объясняют увеличением остаточных напряжений вследствие роста температуры в процессе обработки. Влияние обработки переменным магнитным полем низкой частоты (<1 МГц) остается малоисследованным. Поэтому провели ряд экспериментальных исследований по влиянию магнитной обработки низкой частоты на физико-механические свойства на примере адгезионной прочности и ударной вязкости.

Для создания полимерной матрицы использовали эпоксидный олигомер марки ЭД-20 (ГОСТ 10587-84), а для сшивания - низкотемпературный отвердитель полиэтиленполиамин (ТУ 6-05-241-202-78). Наполнитель - феррит марки 1500НМ3 дисперсностью 63 μm , вводили в количестве 30 мас.ч. на 100 мас.ч. связующего. Предыдущими исследованиями установлено, что такая концентрация является оптимальной для обеспечения высоких физико-механических характеристик. Для исследования влияния магнитного поля на свойства КМ и покрытий на их основе, спроектировано и изготовлено устройство, которым обрабатывали компоненты олигомерного связующего и эпоксидных композиций. Обработку композиций проводили в течение 10...60 мин, так как экспериментально обнаружено, что именно в таком диапазоне времени влияние магнитной обработки является максимально эффективным. Частоту переменного магнитного поля создаваемого рабочим каскадом соленоида задавали звуковым генератором ГЗ-33 в пределах 20 Гц - 800 кГц. Индукция магнитного поля при этом составляла 0,35 – 675 Тл соответственно. В качестве оценки влияния внешних физических полей на физико-механические свойства полимеркомпозитных материалов выбрано ударную вязкость и адгезионную прочность. Адгезионную прочность исследовали по ГОСТ 14760-69, на разрывной машине Р-5, измеряя усилие разрыва клееного соединения стальных образцов. Цилиндрические стальные образцы склеивали эпоксидной композицией, и выдерживали в течение 36 ч при нормальных условиях, после чего подвергали термообработке при $T = 393 \pm 2 \text{ K}$ в течение 2 ч. Далее образцы выдерживали при нормальных условиях в течение 60 ч. Ударную вязкость исследовали при помощи маятникового копра (ГОСТ 4765-73).

Результаты исследований графически представлены на рисунке 1.

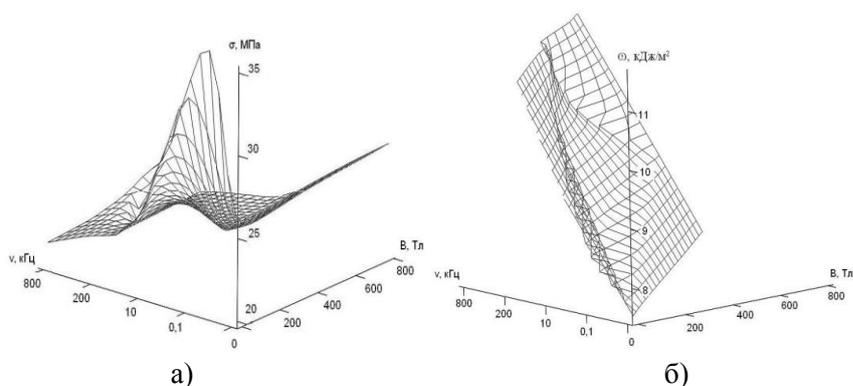


Рисунок 1 - Трехмерная зависимость физико-механических свойств эпоксидной матрицы от частоты и индукции магнитного поля: а) - адгезионной прочности; б) - ударной вязкости.

Установлено, что обработка переменным магнитным полем низкой частоты эпоксидной матрицы способствует повышению как адгезионной прочности к стальной основе так и ударной вязкости полученного эпоксикомпозита. Рост адгезионной прочности по нашему мнению можно объяснить с одной стороны ориентацией доменов и смещением пространственного заряда на поверхность материала, что после нанесения на стальные образцы взаимодействует с магнитным полем доменов стальной основы. С другой стороны экспериментально установлено повышение степени сшивания материала, чем можно объяснить улучшение когезионных характеристик материала (ударной вязкости). Доказано, что обработка переменным магнитным полем частотой 20 - 2000 Гц полимерной композиции с ферромагнитным наполнителем в течении 60 мин обеспечивает рост содержания гель-фракции с 96,5% до 98,6%. Постепенное повышение физико-механических свойств наблюдали в среднем лишь через 5-10 мин с момента начала обработки, что можно объяснить малой скоростью нагрева образцов в процессе обработки (при этом температура составляла в среднем $T = 318 \dots 323^\circ \text{K}$), что приводит к низкой подвижности полярных участков, в связи с высокой вязкостью связующего. Соответственно и адгезив, имея высокий коэффициент смачивания, лучше заполняет неравномерности и дефекты субстрата (поверхность основы и наполнителя) при снижении вязкости связующего, что является условием образования более полного контакта полимера и субстрата.

Установлено, что эпоксидная композиция с ферритовым наполнителем является более чувствительной к воздействию обработки переменным магнитным полем, по сравнению с эпоксидной матрицей. Это объясняют тем, что при введении мелкодисперсного наполнителя в эпоксидную матрицу имеет место неравномерность распределения частиц наполнителя в полимерной композиции из-за высокой вязкости олигомера. А обработка композиции переменным магнитным полем улучшает совмещение компонентов и способствует равномерному распределению в объеме композиции благодаря ориентации и упорядочению ферромагнитных частиц наполнителя вдоль силовых линий напряженности магнитного поля. Результаты исследований свидетельствуют, что при обработке магнитным полем частотой 20 Гц достигается максимальное значение адгезионной прочности как для эпоксидной матрицы так и для наполненной ферромагнитным наполнителем композиции. Максимальные значения ударной вязкости достигаются при частоте 200 кГц, что можно объяснить тем, что на высшей частоте достигаются более высокие значения степени сшивания материала, что в свою очередь обеспечивает образование большего количества химических связей.

Установлено, что обработка переменным магнитным полем низкой частоты за вышеуказанными режимами как эпоксидной матрицы так и полимерной композиции наполненной ферромагнитными мелкодисперсными частицами, обеспечивает рост адгезионной прочности на 25-35 %, и ударной вязкости на 30-38% по сравнению с необработанными композициями.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАВИСИМОСТЕЙ ОБЪЕМНОГО СОДЕРЖАНИЯ ВНЕШНИХ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ОТ КОНЦЕНТРАЦИИ ДИСПЕРСНОГО НАПОЛНИТЕЛЯ (КАРБИДА БОРА) В ЭПОКСИКОМПОЗИТАХ

Стухляк П.Д., Добротвор И.Г., Соривка И.Т.

*Украина, Тернопольский национальный технический университет имени Ивана Пулюя
igors@tstu.edu.ua*

THE INVESTIGATION OF THE VOLUME QUANTITY DEPENDENCE'S OF EXTERNAL SURFACE LAYERS FROM THE QUANTITY OF THE DISPERSE FILLER (BORON CARBIDE) IN EPOXYCOMPOSITES

Stukhlyak P.D., Dobrotvor I.G., Sorivka I.T.

The annotation. The investigated of the percent volume dependence's of external surface layers in composite material from the quantity of the disperse filler of boron carbide using operators software Mathcad.

Полимерные композитные материалы (КМ) сегодня широко применяются практически во всех отраслях промышленности. При этом особый научный и практический интерес представляют композиты на основе эпоксидных смол, поскольку при их твердении формируется пространственная сетка, структура которой может быть изменена при введении наполнителей различной физической природы. Известно, что введение наполнителей при определенных условиях приводит к изменению физико-механических характеристик композитного материала вследствие образования в эпоксидном связующем вокруг дисперсных частиц внешних поверхностных слоев (ВПС), которые по своей структуре и свойствам отличаются от свойств матрицы и наполнителя.

Одной из основных задач при формировании композита является обеспечение оптимальных условий физико-химического взаимодействия на границе раздела фаз в системе „олигомер - наполнитель“. При этом, важным при формировании эпоксикомпозитов является исследование междофазового взаимодействия между макромолекулами связующего и активными центрами на поверхности наполнителя. Такие процессы структурообразования при формировании композита на границе раздела фаз „наполнитель - связующее“ существенно влияют на свойства материала в процессе эксплуатации. Существенно на указанные свойства влияет объемное содержание ВПС в композите.

Композитные материалы формировали методом гидродинамического совмещения связующего, наполнителя и твердника. В качестве объекта исследования выбран эпоксидный олигомер марки ЭД-20 (ГОСТ 10587-84). Твердения эпоксикомпозитов осуществляли полиэтиленполиамин (ПЭПА). Исследовали КМ с наполнителем В4С (карбида бора) с дисперсностью 63 мкм, с различным содержанием наполнителя в масс.ч. на 100 масс.ч. эпоксидной смолы.

Оценивание структурных параметров ВПС в шитом состоянии совершали, используя оптическую аппаратуру и проводили цифровое фотографирование тонких пленок образцов, в результате чего получали фотографии в формате BMP (Bitmap Picture). Используя изображения из полученных фотографий, осуществляли их обработку на компьютере для вычисления геометрических параметров ВПС.

В среде программного обеспечения Mathcad проводили вычисления объема внешних поверхностных слоев и их процентного содержания в матрице КМ. При этом исходили из предположения шарообразности частиц (зерен) наполнителя с присоединенными ВПС. Считаем, что параметры d (дисперсность частиц наполнителя) и a (значения толщины ВПС от времени твердения КМ) практически одинаковы для частиц: $d \approx 63$ мкм, $a = 26,8$ мкм (для карбида бора).

Вычисляем объем доли (зерна) наполнителя:

$$V_{\bar{a}} = \frac{4}{3} \pi \cdot r_z^3$$

$$r_z = \frac{d}{2}$$

и объем доли с присоединенными ВПС:

$$V_{\bar{a}+\hat{A}\hat{N}} = \frac{4}{3} \pi \cdot R^3$$

$$R = r_z + a$$

Тогда объем одного ВПС (для одной частицы):

$$V_{1-\hat{A}\hat{N}} = V_{\bar{a}+\hat{A}\hat{N}} - V_{\bar{a}}$$

Отсюда, общий объем ВПС:

$$V_{\hat{a}\hat{u}-\hat{A}\hat{N}} = n \cdot V_{1-\hat{A}\hat{N}}$$

где $V_{\hat{a}\hat{u}-\hat{A}\hat{N}}$ – общий объем ВПС зерен на исследуемом фрагменте изображения тонкой пленки КМ; n – количество зерен на данном фрагменте.

Для вычисления процентного содержания ВПС сначала находим процентное содержание наполнителя в КМ по формуле:

$$Q_i = \frac{V_i}{V} \cdot 100\%$$

где V_i – суммарный объем зерен порошка наполнителя; V – объем образца КМ.
Тогда допустимая процентная верхняя граница объема ВПС:

$$Q_{\text{доп}} = 100 - Q_H$$

Отсюда, определяем процентное содержание ВПС по формуле:

$$Q_{\text{АН}} = \frac{V_{\text{АН}}}{V} \cdot 100\%$$

Для построения параметрической зависимости верхней критической границы процентного содержания ВПС было использовано среду программного обеспечения Mathcad. В результате получено графическую зависимость процентного содержания ВПС в композите от концентрации q наполнителя В4С в масс.ч. на 100 масс.ч. олигомера (рис.1):

ВЛИЯНИЕ УФ – ОБЛУЧЕНИЯ НА ПРОЦЕСС РАЗРУШЕНИЯ ПЛЕНОК ПОЛИ-3-ГИДРОКСИБУТИРАТА И СМЕСЕЙ НА ЕГО ОСНОВЕ

Тертышная Ю.В., Попов А.А.

*Россия, Москва, Учреждение Российской академии наук Институт биохимической физики
им. Н.М. Эмануэля РАН, moraxella@bk.ru*

UV DEGRADATION OF THE FILMS OF POLY-(3-HYDROXYBUTYRATE) AND ITS BLENDS.

Tertyshnaya Yu.V., Popov A.A.

Russia, Moscow, Emanuel Institute of Biochemical Physics, Russian Academy of Sciences, moraxella@bk.ru

The effect of UV – irradiation and water on the structure of PHB and PHB – EPR blends was studied and was controlled by IR – spectroscopy. The films were aged by using a lamp with an intensity of radiation at 346 nm. It was shown that the rate of degradation of pure PHB and blend with 50 wt % PHB content was higher than other samples. The changes in the structure of films were more significant after UV influence without water.

Известно, что УФ – облучение подвергаются многие полимерные материалы при эксплуатации. Ультрафиолет приводит к хрупкости и деструкции ПМ, а также изменению окраски. В данной работе исследовано совместное влияние ультрафиолета и воды, поскольку в условиях окружающей среды эти факторы действуют вместе.

Объектами исследования были выбраны перспективный биополимер - поли-3-гидроксибутират (ПГБ) – линейный полиэфир, который является продуктом микробиологического синтеза. ПГБ нетоксичен, при разложении образует CO_2 и воду; биосовместим с организмом человека. ПГБ обладает хорошими физико-механическими характеристиками, близкими к полипропилену. Однако повышенная хрупкость заставляет применять его в качестве композиционного материала. В данной работе были исследованы гомополимер – ПГБ и смеси ПГБ – СКЭП (синтетический этиленпропиленовый каучук) составов 80, 70, 50 мас.%. Контроль структуры после УФ воздействия осуществляли методом ИК – спектроскопии и дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК).

Самые значимые изменения после 100 часов облучения в воде наблюдаются в спектре полосы 1720 см^{-1} . Определено, что происходит разрыв связи сложноэфирной группы и образование карбоксильных групп или других, содержащих –C=O связь. Наряду с этим, уменьшение оптической плотности полосы 2980 см^{-1} , относящейся к колебаниям СН3– связи по отношению к основной –C–C– цепи, свидетельствует о начальных дефектах в структуре образцов. Следует отметить, что такие СН3– группы есть как в ПГБ, так и в СКЭП, поэтому по изменению оптической плотности полосы 2980 см^{-1} можно судить об изменениях в структуре смесевых образцов. Что касается ПГБ и образца с содержанием 70 мас.% ПГБ, то оптическая плотность его информативной полосы (620 см^{-1}) не меняется, а для состава 50:50 наблюдается сильное падение D620 после 100 ч облучения. После 180 часового воздействия

интенсивность полосы 2980 см^{-1} меняется еще сильнее. Самые значительные изменения происходят в образцах 100% ПГБ и 50:50. В структуре ПГБ уже появляются дефекты. Исходя из данных ИК – спектроскопии, можно предположить, что при УФ – облучении сначала идет атака на третичный атом углерода в ПГБ и СКЭП и атом углерода $\text{C}=\text{O}$ в ПГБ. И только потом происходят разрывы в основной цепи ПГБ, что подтверждается данными ДСК.

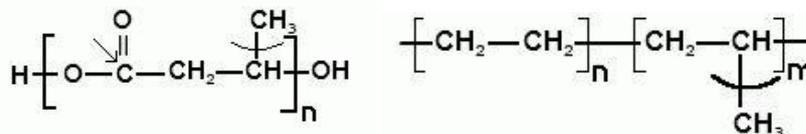


Рис.1. Элементарные звенья ПГБ и СКЭП соответственно.

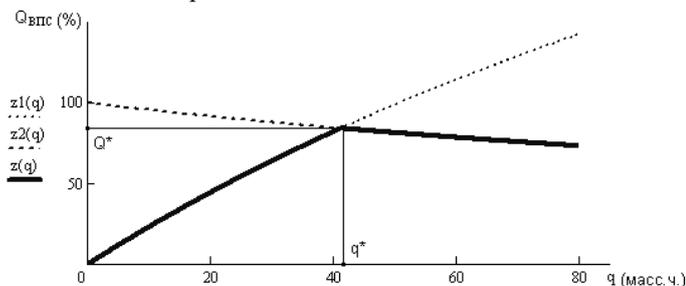


Рисунок 1 – Зависимость $z(q)$ процентного содержания ВПС в композите от содержания q наполнителя В4С: $z1(q)$ - процентная зависимость олигомера в объеме композита без частиц наполнителя; $z2(q)$ - зависимость процентного содержания ВПС без учета наложений и взаимопроникновения таких областей в КМ.

Установлено, что процентное содержание ВПС в олигомере изменяется неравномерно с точкой перегиба для наполнения q^* (рис. 1). Для зависимости $z(q)$ (рис. 1) установлено, что, в случае наполнителя В4С с дисперсностью 63 мкм, верхняя критическая граница процентного содержания ВПС в композитном материале $Q^* = 83,8\%$ достигается при концентрации наполнителя $q^* = 42,2$ масс.ч. на 100 масс.ч. олигомера. Следует отметить, что эта характерная точка соответствует предельному содержанию наполнителя В4С, при котором содержание гель-фракции в композите начинает уменьшаться с $G = 97,5\%$ до $G = 97,1\%$. Полученные результаты подтвердили, что увеличение содержания q наполнителя выше 40-50 масс.ч. на 100 масс.ч. олигомера не только не увеличивает содержание гель-фракции в материале, но и приводит к его снижению.

ТЕРМООКСИДЛИТЕЛЬНАЯ ДЕСТРУКЦИЯ И БИОДЕГРАДАЦИЯ КОМПОЗИЦИЙ НА ОСНОВЕ ПОЛИЭТИЛЕНА НИЗКОЙ ПЛОТНОСТИ И ПОЛИ-3-ГИДРОКСИБУТИРАТА

Тертышная Ю.В.,* Шибряева Л.С.,* Ольхов А.А.**

*Россия, Москва, Учреждение Российской академии наук Институт биохимической физики им. Н.М. Эмануэля РАН, moraxella@bk.ru

**Россия, Москва, Московская государственная академия тонкой химической технологии

THE RMOOXIDATION AND BIODEGRADATION OF THE FILM OF POLYETHYLENE LOW DENSITY AND POLY-(3-HYDROXYBUTYRATE).

Tertyshnaya Yu. V.,* Shibryeva L.S.,* Olkhov A.A.**

*Russia, Moscow, Emanuel Institute of Biochemical Physics, Russian Academy of Sciences, moraxella@bk.ru

**Russia, Moscow, Moscow State Academy of Fine Chemical Technology

The samples of the films of PELD – PHB were as follows: 98-2, 96-4, 92-8, 84-16 and 68-32 wt%. It is shown that PHB can initiate the oxidation of PE through low-molecular-mass radicals. Using IR spectroscopy the optical densities of the band at 1728 см^{-1} are determined and the relation is obtained: D_{1728} increases with increasing content of PHB and time of thermooxidation. Using optical microscopy the crazes'

parameters are determined after a climate impact at $T = 30 \pm 1$ °C. It is shown that crazes' sizes directly proportional to PHB content. Estimation on biodegradation of PELD – PHB films by fungi is studied.

В настоящее время синтетические материалы применяются повсеместно: медицина, сельское хозяйство, пищевое производство, автомобильная промышленность и т.д. Огромное количество ПМ попадает в окружающую среду, нанося ей непоправимый вред. Поэтому создание биоразлагаемых материалов, срок службы которых можно прогнозировать, так актуально сегодня.

В работе получены и исследованы образцы рукавной пленки ПЭНП – ПГБ (поли-3-гидроксibuтира) различного состава, содержание ПГБ составило от 2 до 32 мас.%. ПГБ – линейный полиэфир, который является продуктом микробиологического синтеза. ПГБ нетоксичен, при разложении образует CO_2 и воду; биосовместим с организмом человека. ПГБ обладает хорошими физико-механическими характеристиками, близкими к полипропилену. Процесс окисления проводили при $T = 90$ °C и $p = 600$ мм рт.ст. Определено, что при окислении композиций ПГБ деструктурирует, образуя низкомолекулярные радикалы, инициируя тем самым окисление ПЭ матрицы. Методом ИК – спектроскопии определена величина оптической плотности полосы 1728 cm^{-1} (колебания карбонильных групп) и получена зависимость накопления карбонильных групп от времени термоокисления: с глубиной окисления и повышения содержания ПГБ в смеси количество карбониллов возрастает.

С помощью оптической микроскопии определены параметра трещин после климатического воздействия при $T = 30 \pm 1$ °C и заражения почвенными грибами. Показано, что величина трещин прямопропорциональна содержанию ПГБ. Оценка грибостойкости показала такую же зависимость. Наличие поверхностных трещин способствует проникновению внутрь спор грибов и бактерий почвы, которые развиваются, благодаря ПГБ, и ускоряют распад ПЭ матрицы.

КАЛЬЦИЙФОСФАТНЫЕ ЦЕМЕНТЫ ДЛЯ ОСТЕОПЛАСТИКИ И СТОМАТОЛОГИИ

Фадеева И.В., Баринов С.М., Комлев В.С., Бакунова Н.В., Шворнева Л.И., Кряжков И.И., Макарова А.Б., Евдокимов В.Ю.

Россия, Учреждение Российской академии наук Институт металлургии им. А.А.Байкова РАН, fadeeva_inna@mail.ru

The present investigation is focused on the technology and properties of calciumphosphate cements, containing octacalciumphosphate (OCP). Features of the development of both the phase composition and the structure in the OCP-containing bone cements are discussed. Properties of OCP-base biomaterials are outlined.

Решение задачи повышения качества жизни поселоперационных больных невозможно без новых технологий и материалов. Ряд операций сопровождаются удалением больших фрагментов костных тканей (онкология, челюстно-лицевая хирургия, стоматология). В настоящее время активно развивается новая технология инженерии костных тканей, которая предполагает восстановление поврежденных тканей при заполнении дефекта биосовместимым биodeградируемым матриксом необходимой архитектуры с культивированными на нем osteoобразующими клетками и факторами роста. Важнейшей проблемой в данной технологии является изготовление матрикса. Наиболее часто в качестве биосовместимого и биodeградируемого материала матрикса используют фосфаты кальция, т.к. последние являются неорганическими компонентами костной ткани. Существует две основные технологии консолидации порошков фосфатов кальция – технология керамики и вяжущих систем (цементов). Цементы имеют ряд преимуществ перед керамикой: цементы просты в использовании, позволяют заполнять дефекты любой формы, позволяют использовать малоинвазивные хирургические технологии, создают лучший контакт с костной тканью по сравнению с керамикой, имеют нанокристаллическую структуру, близкую к естественной костной ткани, не требуют использования высоких температур, что дает возможность включать антибиотики, стволовые клетки и др.[1].

В настоящей работе получены пористые цементы в системе α -трикальцийфосфат (α -ТКФ)/октакальцийфосфат (ОКФ). ОКФ обладает osteoиндуктивными свойствами [2], т.е.

стимулирует формирование новообразованной костной ткани, что является весьма ценным качеством при использовании данных цементов в остеопластике и стоматологии. Исходные материалы получали следующим образом: α -ТКФ – осаждением из водных растворов нитрата кальция и двухзамещенного фосфата аммония с последующей термообработкой при 13000С. ОКФ получали гидролизом брушита в присутствии ацетата натрия. Нами были получены нейтральные цементы на основе α -ТКФ и раствора фосфорной кислоты, содержащей соли магния в качестве затворяющей жидкости (ЗЖ). Время схватывания – 3-4 мин, время твердения – до 15 мин. pH цемента увеличивается по мере протекания реакции между порошком и жидкостью, достигая через 15 мин нейтральных значений pH 6,9 - 7,0. По данным рентгенофазового анализа основной фазой через 24 часа после затворения является брушит. Прочность данного цемента невысока – 15-20 МПа. Структура цементов различается в зависимости от состава порошка: введение 20% ОКФ в состав порошка приводит к образованию вытянутых кристаллов на поверхности (рис.1). В объеме цемента формируются вытянутые пластинчатые кристаллы, характерные для брушита.

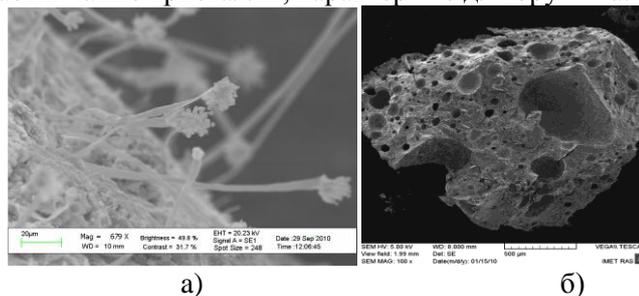


Рис.1. Микроструктура цемента на основе ТКФ и ОКФ с соотношением компонентов 60/40% масс.: а – без добавления карбоната калия; б – с добавлением 15% масс. карбоната калия.

Введение 15% масс. карбоната калия в цементный порошок позволяет создать в затвердевшем материале крупные поры размером до 500 мкм (рис. 1).

На основе цементных порошков в системе α -ТКФ/ОКФ с использованием в качестве ЗЖ фосфорной кислоты, содержащей соли алюминия и цинка, получены пористые цементы. Для регулирования кислотности использовали карбонат калия. В данном случае фазовый состав цементов без карбоната калия и в присутствии последнего был представлен, в основном, аморфизированным апатитом. Время схватывания цементов возрастало с увеличением ОКФ от 5 мин при содержании ОКФ 10% до 63 мин – при 50%.

pH цементов изменялось от 6,1 до 6,7 при том же содержании ОКФ. Прочность при сжатии изменялась в течение первых трех суток после затворения, достигая максимального значения 30 МПа. Структура цемента однородная (рис.2а) с микропорами менее 1 мкм. Введение в цементный порошок карбоната калия приводит к появлению пор размером более 10 мкм (рис.2б).

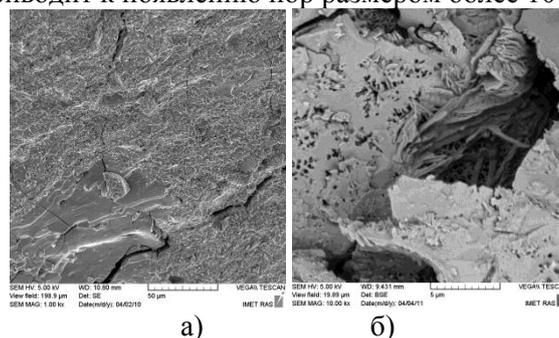


Рис.2. Микроструктура цементов: на основе ТКФ и ОКФ с соотношением компонентов 60/40% масс.: а – без добавления карбоната калия; б – с добавлением 15% масс. карбоната калия.

Растворимость цементов изучали в физиологическом растворе по изменению концентрации ионов кальция с помощью кальциевого ионселективного электрода на иономере Эконикс-эксперт. В первые 5-7 суток после начала эксперимента концентрация кальция изменяется по экспоненциальному закону и достигает насыщения через 20-25 суток.

Прочность при сжатии плотных (не содержащих крупных пор) цементных образцов, сформованных в виде цилиндров размером 7x18 мм, измеряли на приборе «Instron». Установлено, что прочность при сжатии зависит от времени, прошедшего после затворения цемента и достигает максимума (30 МПа) через 3 суток. Повышение содержания ОКФ приводит к снижению прочности. Разрушение происходит транскристаллитно, магистральная трещина распространяется через зерна.

Таким образом, независимо от солей, входящих в состав ЗЖ, при нейтральных значениях pH образуются пористые апатитовые цементы, механические свойства которых соответствуют требованиям, предъявляемым к материалам, предназначенным для применения в остеопластической хирургии и стоматологии.

Литература.

1. Brown, W.E. and Chow, L.C. A new calcium phosphate, water setting cement. *Cements Research Progress*, The American Ceramic Society. 1987. 99: 352-379.

2. Chow, L.C. and Eanes, E.D. (2001). *Octacalcium Phosphate*, Monogr. Oral Sei., Basel., Karger.

LONG-STRIPE TRANSFER MATRIX SIMULATION OF VISCOELASTIC PROPERTIES OF POLYMER FILLED WITH PERFECTLY ALIGNED PLATELETS

Khudobin R.V., Timan S.A.

Russia, Semenov Institute of Chemical Physics, e-mail: stiman@chph.ras.ru

Dynamic mechanical testing (DMTA) have indicated an increase in heat-resistance of polymer-clay nanocomposites at low weight fraction of clay. Specifically, the relative storage module of polypropylene (PP) filled with 7 wt% of montmorillonite grows in a wide range of temperatures [1]. Substantial decrease of matrix storage module with growth of temperature and, on the other hand, conservation of platelets rigidity raises the reinforcing efficiency and may be one explanation of this effect.

In principle, self-consistent analytic approaches of composite mechanics [2,3] are applicable for predicting hardening of polymer reinforced by rigid particles of highly asymmetric shape. Self-consistent techniques can be implemented owing to Eshelby's solution [4] concerning deformation of an elastic medium containing a single ellipsoidal inclusion and uniformly loaded at infinity. This solution guarantees the shape of the inclusion is preserved: only its orientation and dimensions are changed. However, one intuitively expects significant bending of strongly oblong or oblate ellipsoidal inclusions randomly placed in elastic medium. Hence, the effective moduli of such disordered heterogeneous materials predicted by self-consistent methods are inevitably overestimated.

The main objective of this work is to evaluate the influence of the bending of rigid asymmetric inclusions on reinforcing efficiency and heat-resistance of polymer matrix composites.

Temperature dependences of dynamic modules of polymer composites containing randomly located and perfectly aligned elastic inclusions (Fig. 1) were calculated on the basis of the solution of continuum mechanics boundary value problems by finite element method (FEM).

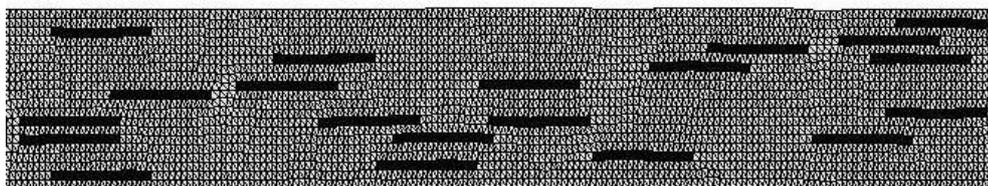


Fig. 1. 2D structural model of composite with asymmetric inclusions.

The first difficulty in numerical simulation follows from asymmetric shape of inclusion, which requires fine FE-mesh. The second one arises from irregular structure of heterogeneous system under consideration. A representative volume element (RVE) has to be large enough compared to the largest dimension of inclusion to obtain an accurate statistical representation of viscoelastic properties of disordered matrix composite. To overcome these problems, boundary value problems for a RVE in the shape of a long stripe (of length \gg width, Fig. 1) were solved exactly by a transfer matrix method [5,6]. Therefore, if the

stripe is made long enough, all realizations of statistical ensemble are included in a single calculation, and no averaging is necessary.

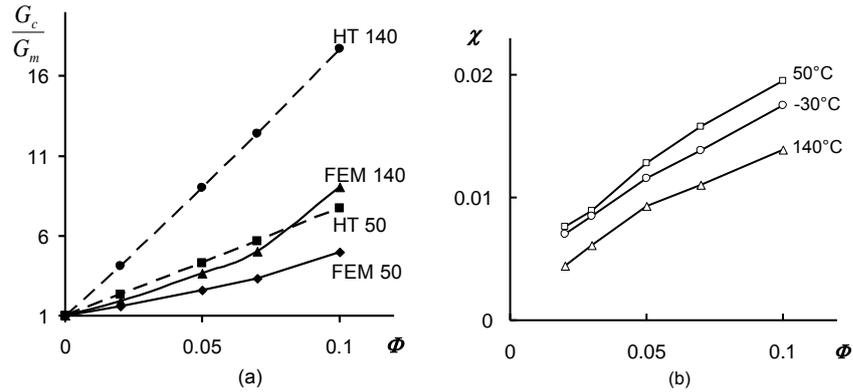


Fig. 2. (a) Concentration dependencies of the relative composite storage modulus containing inclusions with aspect ratio 100 based on FEM calculations (curves FEM 50 and FEM 140) and Halpin-Tsai model (HT 50 and HT 140), temperatures are 50 C and 140 C. (b) Concentration dependencies of the average particle curvature in case of longitude deformation and different temperatures, aspect ratio is 100.

The mechanical behavior of polymer matrix is described on the basis of linear infinitesimal theory of viscoelasticity [7,8]. Polymer is assumed an isotropic material and is characterized by constant (unchanging with time) Poisson's ratio. The temperature dependences of the matrix dynamic moduli was taken from the DMTA data for PP published in [1]. The inclusions were supposed to be elastic and their stiffness does not depend on the temperature. Their aspect ratios were between 30 and 400.

FEM evaluations of the effective longitudinal storage modulus turned out to be higher than that based on Halpin-Tsai equations [3] (Fig. 2a). The difference is even bigger for higher filler concentrations, because of less uniform mechanical fields, which make particles bending stronger and lower the effectiveness of the reinforcement (Figs. 2a and 2b).

Raising the temperature leads to the increasing of the relation between the moduli of two phases. In this case the quantity of bending deformation depends on the competition between two factors: the increase of the relative bending modulus of the particles on the one hand and less uniform mechanical fields on the other.

Temperature dependencies based on the FEM are close to those got from experiments in case of pure PP (without any compatibilizer). In this case the relative modulus rises monotonically when the temperature increases. The FEM evaluations of longitudinal composite modulus gave higher results than experiments, mainly because in numerical calculation particles were unidirectional while in experiments they were oriented randomly.

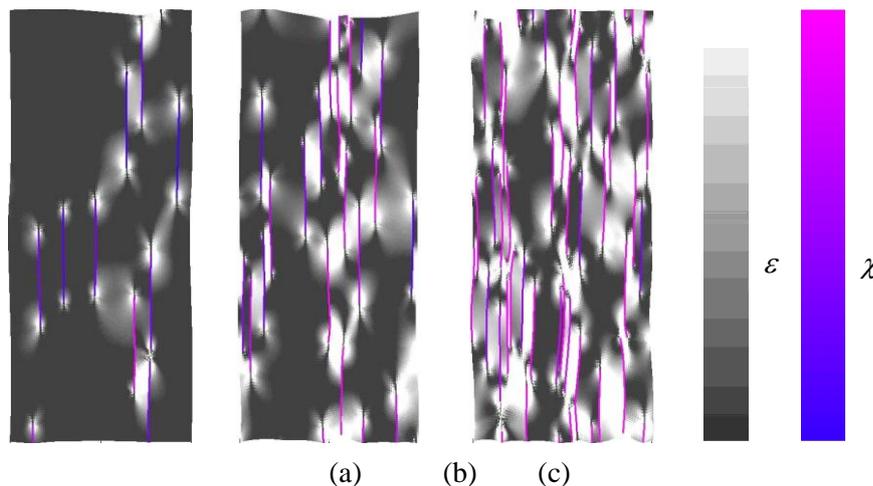


Fig. 3. The allocation of matrix shear strain and particle curvature when a. r. is 50, temperature is 50°C and concentrations are 0.02 (a), 0.05 (b), 0.1(c)

However, the key difference between the numerical simulation and experiments is that the temperature dependencies of dynamic modulus of real composites are non monotonous in case of matrix consisting of PP with compatibilizer. Taking into consideration that this dependencies for pure PP are qualitatively the same for the computer simulations and experiments, we can come up with a hypothesis that this difference is caused by some changes in polymer morphology, which haven't been taken into account during computer simulations.

Acknowledgements

This work was partially supported by the Department of Chemistry and Material Sciences of the Russian Academy of Sciences (Program 2/OCh-08)

References:

- [1] Dubnikova IL, Berezina SM, et al. J Appl Polym Sci 2007; 105: 3834-50.
- [2] Tandon GP, Weng GJ. Polym Compos 1984; 5:327-33.
- [3] Tucker CL, Liang E. Compos Sci Technol 1999; 59: 655-71.
- [4] Eshelby JD. Proc R Soc Lond A 1957; 241: 376-96.
- [5] Duering E, Bergman DJ. Phys Rev B 1988; 37: 9460-76.
- [6] Oshmyan VG, Patlazhan SA, Timan SA. Phys Rev E 2001; 64: 056108-10.
- [7] Ferry J.D. Viscoelastic properties of polymers. 3rd ed. New York: Wiley; 1980.
- [8] Christensen RM. Theory of viscoelasticity: An introduction. 2nd ed. New York: Academic Press; 1982.

ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ СТЕКЛООБРАЗНЫХ ПОЛИМЕРОВ: РОЛЬ ЦЕПНЫХ МОЛЕКУЛЯРНЫХ ДВИЖЕНИЙ

Чмутин И.А.,* Рывкина Н.Г.,* Жорин В.А., Руднев С.Н., Олейник Э.Ф.

*Россия, Учреждение Российской академии наук Институт химической физики
им. Н.Н. Семенова РАН,*

** АНО Институт нанотехнологий МФК, tchmutin@mail.ru*

PLASTIC DEFORMATION IN GLASSY POLYMERS: THE ROLE OF CHAIN MOLECULAR MOTIONS

Chmutin I.A., Ryvkina N.G., Zhorin V.A., Rudnev S.N., Oleinik E.F.

Chain molecular motions in several isotropic non-oriented glassy polymers in bulk were measured by broadband dielectric ($10^4 - 10^7$ Hz) and dynamic mechanical ($10^{-2} - 10^2$ rad/sec) in frequency domain spectroscopy at T_{room} . Then all samples were subjected to plastic deformation (uniaxial compression) to strains $\varepsilon = 25 - 35\%$. Changes in characteristics of α - and β -chain motions were registered as a function of applied strains. It was found that intensities, shapes and frequency positions of motions were changed due to plastic deformation. These changes are discussed in terms of deformation mechanism and chain uncoiling process in polymeric glasses.

Механизмы пластической деформации стеклообразных материалов остается во многом плохо понятой областью науки, несмотря на ее материаловедческую важность (создание легких конструкционных материалов) и теоретический интерес (отсутствие общей концепции, способной заменить классические дислокационные механизмы). Пластическая деформация в стеклообразных органических полимерах, построенных из линейных цепей, обязательно связана с изменением формы клубков, что происходит за счет конформационных механизмов разворачивания цепей. В настоящей работе изучено влияние макроскопической пластической деформации полимерного стекла на характер α -, β - и γ -молекулярных движений цепей. Исследованы стеклообразные изотропные полимеры: полиметилметакрилат (ПММА, $T_c = 105^{\circ}C$), поликарбонат (ПК, $T_c = 150^{\circ}C$) и полиариленэфиркетон (ПАЭК, $T_c = 220^{\circ}C$). При $T_{комн}$ методом широкополосной диэлектрической спектроскопии ($10^4 - 10^7$ Гц) были зарегистрированы их диэлектрические, а также динамические

механические спектры ($10^{-2} - 10^2$ рад/сек). Эти измерения позволили выделить и охарактеризовать β -движения и высокочастотные хвосты α -движений. Затем образцы подвергали пластической деформации одноосного сжатия со скоростью 10^{-2} сек⁻¹ при $T_{\text{комн}}$ до уровня $\varepsilon = 25 - 35\%$. Достигнутый уровень деформации ε соответствует состоянию развитой пластичности в материале. Пластическая деформация стекла приводит к заметному изменению диэлектрических и динамических механических спектров материалов. Особенно существенно в всех образцах увеличивается интенсивность α -движений, что свидетельствует об обязательном вовлечении сегментальных движений цепей в процессы деформационного разворачивания клубков. Принято считать, что активация сегментальных α -движений всегда начинается с активации мелкомасштабных движений, β -типа, в первую очередь. Однако полученные нами результаты не подтверждают этой гипотезы. Пик механических β -потерь практически не чувствует деформации, а интенсивность α -пика заметно увеличивается. Эти результаты свидетельствуют о том, что β -движения в ПММА не участвуют в разворачивании клубков. Похожую картину демонстрирует ПК, хотя изменения в его спектрах существенно меньше, чем в ПММА. При деформации ПАЭК возникает другая ситуация. Деформация ведет к расщеплению единого широкого β -пика потерь на две компоненты, причем одна из них вовлекается в деформационный массоперенос заметно сильнее, чем другая. Полученные результаты требуют введения дополнительных представлений в привычную картину разворачивания клубков при пластической деформации полимерных стекол. При деформации оба полимера “размягчаются”. Их модули запаса G' падают, а механические потери G'' заметно возрастают. Рассмотрены модели, способные объяснить наблюдаемые явления.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (код проекта 09-03-00048) и ОХНМ РАН (ПФИ № 2).

ВОССТАНОВЛЕНИЕ ДИССИПАТИВНЫХ И МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ ВЫСОКОДЕМПФИРУЮЩИХ СПЛАВОВ Fe-Al ПОСЛЕ ХОЛОДНОЙ И ГОРЯЧЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Чудаков И.Б., Александрова Н.М., Макушев С.Ю.

Россия, ФГУП “ЦНИИчермет им. И.П. Бардина”, i-chudakov@narod.ru

THE RECOVERY OF DISSIPATIVE AND MAGNETIC PROPERTIES OF HIGH-DAMPING FE-AL ALLOYS AFTER HOT AND COLD PLASTIC DEFORMATION

Chudakov I.B., Alexandrova N.M., Mackushev S.Yu.

High damping structural alloys on the base of the Fe-Al and Fe-Al-Me metallic systems are subjected to high-temperature or cold plastic deformation during metallurgical processing and during manufacturing of metallic structures. However, plastic deformation results in strong suppression of high damping properties of the alloys. The recovery of the properties of high damping Fe-Al alloys, subjected to the plastic deformation, has been studied in the present research.

В последние 10-15 лет усилия ученых и практических инженеров были направлены на разработку высокодемпфирующих сплавов и сталей на основе системы Fe-Al [1-2]. В первую очередь это было вызвано тем, что в высокодемпфирующих сплавах Fe-Al может быть реализовано такое сочетание демпфирующих, механических, технологических свойств (а также экономических аспектов производства), которое ранее не удавалось достигнуть ни для одного из известных сплавов высокого демпфирования. Кроме очень высокой демпфирующей способности, приемлемого уровня мехсвойств и высокой технологичности, сплавы на основе системы Fe-Al выгодно отличаются от аналогов своей низкой себестоимостью – как благодаря отсутствию дорогостоящих компонентов (в основном это - Fe и Al), так и благодаря тому, что для производства этих высокодемпфирующих сплавов может быть использовано высокопроизводительное оборудование современных металлургических предприятий. При достаточно больших объемах производства себестоимость этих сплавов становится сопоставимой с себестоимостью легированных конструкционных сталей. Учитывая, что в

настоящее время накоплен опыт успешного производства высокодемпфирующих Fe-Al сплавов в металлургических печах объемом 1т и 10т [3] (с последующим металлургическим переделом на лист и сортовой прокат), можно с уверенностью заключить, что организация полномасштабного промышленного производства этих материалов является совершенно реалистичной задачей.

Как в ходе производства высокодемпфирующих сплавов на металлургических предприятиях, так и при изготовлении изделий из них на заводах-потребителях, используются как горячая, так и холодная пластическая деформация. Однако, пластическая деформация сплавов на основе Fe-Al приводит к значительному снижению их демпфирующих свойств (уровень демпфирующей способности уменьшается до 10 раз). Если в высокодемпфирующем состоянии, которое формируется в ходе высокотемпературного отжига, максимальные величины удельной демпфирующей способности сплавов ψ достигают $\psi_{\max} = 40-50\%$ (при котором до 40-50% подведенной упругой энергии может быть рассеяно материалом за один цикл колебаний), то после прокатки металла значения ψ опускаются до $\sim 0,5\div 5\%$, что становится сопоставимым с уровнем демпфирующей способности широко распространенных конструкционных сталей (который, достаточно грубо, может быть охарактеризован величинами $\psi \sim 0,3-1,2\%$ [4], а для высокопрочных сталей может опускаться до $\psi < 0,1\%$). Известно, что высокодемпфирующее состояние в сплавах на основе системы Fe-Al может быть восстановлено путем повторного высокотемпературного отжига. Однако, проведение высокотемпературного отжига (при $T = 1000 - 1050^\circ\text{C}$) не всегда является возможным (или экономически оправданным) в промышленных условиях. В настоящей работе исследуются процессы восстановления магнитных и диссипативных свойств в сплавах высокого демпфирования на основе системы Fe-Al, которые были подвергнуты таким деформационно - термическим воздействиям, как предварительная горячая или холодная пластическая деформация с последующим отжигом при различных температурах.

На рисунке 1 приведены результаты исследования удельной демпфирующей способности сплава Fe-5,5%Al после холодной или горячей прокатки и серии отжигов с последовательно возрастающей температурой отжига ($T = 600^\circ\text{C}, 700^\circ\text{C}, 800^\circ\text{C}, 900^\circ\text{C}, 1000^\circ\text{C}$). Отметим, что на рисунке 1 приведены значения удельной демпфирующей способности (ψ), соответствующие максимуму на амплитудной зависимости $\psi(\epsilon)$, где ϵ - относительное удлинение образца.

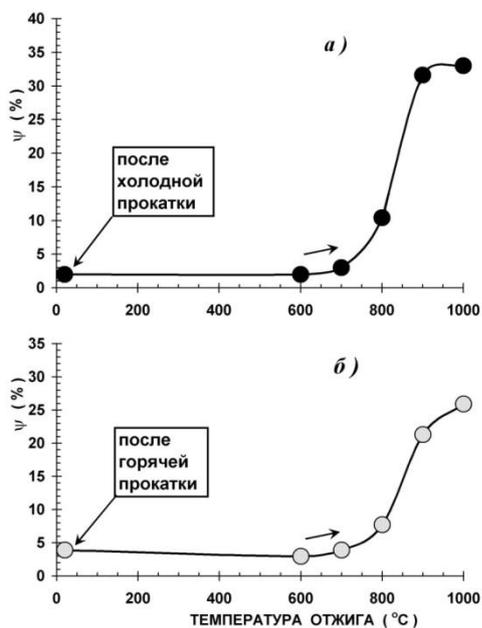


Рис. 1. Удельная демпфирующая способность сплава Fe-5,5%Al после холодной (а) и горячей (б) прокатки и серии отжигов с последовательно возрастающей температурой обработки (для каждого отжига время выдержки составляло 1 час, охлаждение - на воздухе в откачиваемой кварцевой ампуле).

Из рисунка 1 видно, что как горячая (при $T=1200^\circ\text{C}$), так и холодная прокатка приводят к подавлению высокой демпфирующей способности материала. При этом после горячей прокатки

сплав обладает более высокой демпфирующей способностью, чем после холодной прокатки. На рисунке видно, что в интервале температур $T = 800-900^{\circ}\text{C}$ процессы восстановления демпфирующей способности протекают значительно более интенсивно в холоднокатаном сплаве (по сравнению с горячекатаным материалом). Исследования показали также, что степень деформации металла при холодной прокатке существенно влияет на процессы восстановления свойств сплавов после деформации. Анализ результатов электронно-микроскопического исследования и результатов исследования магнитных характеристик материала позволяет заключить, что основными факторами, влияющими на получаемые результаты, являются изменения в дислокационной структуре сплавов и изменения магнитной доменной структуры материала.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект РФФИ № 11-08-01113-а).

Список литературы:

- [1] Удовенко В.А., Тишаев С.И., Чудаков И.Б. Магнитная доменная структура и демпфирование в сплавах системы Fe-Al. Доклады академии наук. Техническая физика, 1993. т 329, № 5, с 585-588
- [2] Yamada Y., Takamura T., Hashizume S., Odake T., Omori T., Hattori K., New damping alloy NKK SERENA, NKK Technical Review, 1992, Vol.65, p.21-28.
- [3] Udovenko V.A., Chudakov I.B. Specific properties of industrial high-damping Fe-Al steels, Solid State Phenomena, 2006, Vol. 115, pp. 57-62.
- [4] Головин С.А., Пушкар А., Левин Д.М. Упругие и демпфирующие свойства конструкционных металлических материалов. М.: Металлургия, 1987. 192 с.

ВЛИЯНИЕ УПРУГОЙ И ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СВОЙСТВА ВЫСОКОДЕМПФИРУЮЩИХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ СИСТЕМ Fe-Cr И Fe-Al

Чудаков И.Б., Александрова Н.М., Макушев С.Ю.

Россия, ФГУП "ЦНИИчермет им. И.П. Бардина", i-chudakov@narod.ru

EFFECT OF ELASTIC AND PLASTIC DEFORMATION ON THE PROPERTIES OF HIGH DAMPING ALLOYS ON THE BASE OF THE FE-CR AND FE-AL SYSTEMS

Chudakov I.B., Alexandrova N.M., Mackushev S.Yu.

High damping alloys on the base of the Fe-Cr and Fe-Al metallic systems have been studied in the present research. The effects of elastic and plastic deformation on the properties of Fe-Cr and Fe-Al alloys have been discussed. It has been shown that damping and magnetic properties of high damping alloys on the base of the Fe-Cr and Fe-Al systems are very sensitive to the application of external elastic stresses and to plastic deformation.

В последние годы было обнаружено [1, 2], что в некоторых высокочистых сплавах на основе альфа-железа может быть реализовано специфическое состояние с очень высоким уровнем демпфирующей способности (при котором до 40-50% подведенной упругой энергии может быть рассеяно материалом за один цикл колебаний). Вышеуказанное состояние может быть реализовано в некоторых сплавах на основе систем Fe-Cr-Me, Fe-Al, Fe-Al-Me [2, 3], при этом основным механизмом поглощения энергии упругих колебаний является магнитомеханическое затухание, обусловленное формированием в этих сплавах ярко выраженной петли магнитоупругого гистерезиса. В настоящее время установлено [4], что вышеуказанные сплавы характеризуются специфической дисперсной магнитной доменной структурой с повышенной объемной долей 90-градусных границ магнитных доменов и эта структура весьма чувствительна к внешним и внутренним напряжениям, а также к изменению тонкой кристаллической структуры сплавов.

В настоящей работе в качестве объектов исследования выбраны как бинарные высокодемпфирующие сплавы Fe-Cr и Fe-Al, так и легированные сплавы на основе систем Fe-Cr и

Fe-Al. Исследовано влияние упругой и пластической деформации на магнитные и демпфирующие свойства вышеуказанных сплавов.

Установлено, что для сплавов с очень высоким уровнем демпфирующей способности пластическая деформация приводит к резкому изменению их демпфирующих свойств, при этом наиболее существенные изменения наблюдаются на ранних стадиях пластической деформации. На рисунке 1 приведены амплитудные зависимости демпфирующей способности для высокочистого сплава Fe-16%Cr-0,2%Nb (% по массе) в исходном состоянии (полученном путем отжига при $T=1000^{\circ}\text{C}$) и после пластической деформации при комнатной температуре. Результаты получены на установке, собранной по схеме обратного изгибного маятника, исследовались свободные затухающие колебания образцов. Из рисунка 1 видно, что в исходном состоянии сплав отличается очень высоким демпфированием (максимальная величина удельной демпфирующей способности ψ достигает $\psi_{\text{max}} \approx 56\%$ при амплитуде колебаний $\Delta l/l \approx 0,75 \times 10^{-4}$). Необходимо отметить, что подобный уровень демпфирующей способности может быть охарактеризован как весьма высокий как для сплавов с магнитомеханическим механизмом рассеяния энергии упругих колебаний, так и для высокодемпфирующих сплавов в целом. При этом максимальные значения демпфирующей способности реализуются в данном случае в области малых амплитуд внешнего знакопеременного нагружения (в области относительных удлинений $\Delta l/l \approx 0,75 \times 10^{-4}$, что соответствует уровню внешних напряжений $\sigma \approx 15$ МПа). Очень высокий уровень демпфирующей способности в области малых амплитуд колебаний является чрезвычайно важным для практического применения сплавов высокого демпфирования в промышленных условиях.

Из рисунка 1 видно, что пластическая деформация образцов приводит к существенному уменьшению их демпфирующей способности. В рассматриваемом случае пластическая деформация образцов производилась путем их изгиба, а величины остаточной деформации ε_r соответствуют остаточной деформации по наружному волокну пластинчатых образцов толщиной 2,5мм. Из рисунка видно, что по мере роста остаточной деформации положение максимума на амплитудной зависимости демпфирующей способности смещается в сторону более значительных амплитуд колебаний, при этом уменьшается наклон прямолинейного участка роста демпфирующей способности материала (в области относительных удлинений $\Delta l/l \approx 0,2 \div 0,5 \times 10^{-4}$).

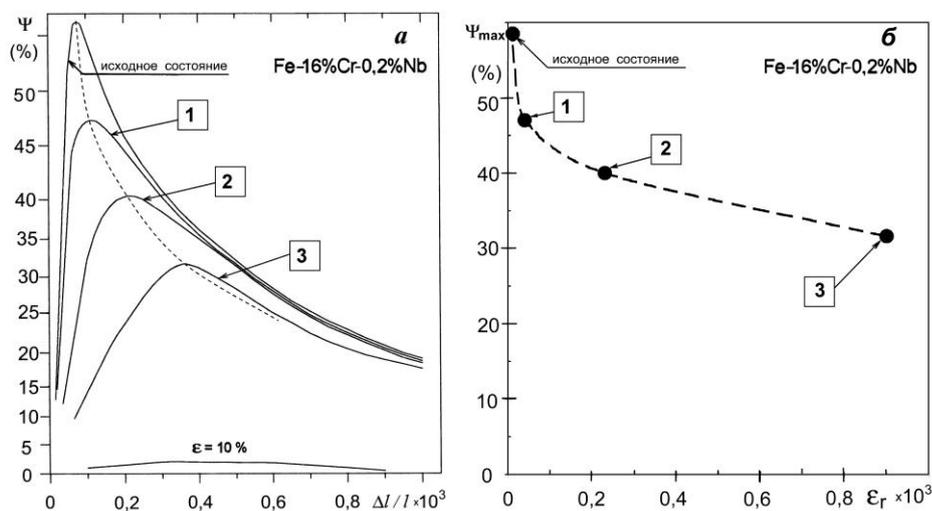


Рис. 1. Амплитудные зависимости удельной демпфирующей способности (а) : в исходном состоянии (после отжига при $T=1000^{\circ}\text{C}$); после холодной пластической деформации путем изгиба с остаточными деформациями по наружному волокну: 1- $\varepsilon_r = 0,4 \times 10^{-4}$, 2- $\varepsilon_r = 0,23 \times 10^{-3}$, 3- $\varepsilon_r = 0,9 \times 10^{-3}$; после холодной прокатки ($\varepsilon = 10\%$) ; а также зависимость ψ_{max} от остаточной деформации ε_r (б).

Анализ данных, приведенных на рисунке 1, показывает также, что наиболее сильные изменения максимальной величины демпфирующей способности ψ_{max} наблюдаются на ранних стадиях пластической деформации (в области очень малых ε_r). При этом холодная прокатка образцов с

достаточно малой (для прокатки) степенью деформации ($\epsilon = 10\%$) приводит к практически полному подавлению демпфирующей способности материала (Рис. 1а).

Аналогичные закономерности были обнаружены и для других высокодемпфирующих сплавов (как для сплавов на основе системы Fe-Cr, так и для Fe-Al сплавов). Исследования показали также, что наложение на образцы постоянных внешних напряжений в упругой области приводит к изменениям на амплитудной зависимости демпфирующей способности материала и к изменению магнитных свойств сплавов. Особенности магнитной доменной структуры высокодемпфирующих сплавов на основе металлических систем Fe-Cr и Fe-Al могут являться основной причиной высокой чувствительности свойств исследованных сплавов к упругой и пластической деформации.

Авторы благодарят Российский фонд фундаментальных исследований за финансовую поддержку (проект РФФИ № 11-02-01331-а).

Список литературы:

[1] Udovenko V.A. High damping alloys of the new generation, Nucleonica, 1994, vol. 39(3), pp. 149-153.

[2] Удовенко В.А., Турмамбеков Т.А., Чудаков И.Б., Макушев С.Ю., Эксплуатационные характеристики и особенности применения новых сплавов высокого демпфирования массового назначения. Сталь, 1999, № 11, с. 80-83.

[3] Блантер М.А., Головин И.С., Головин С.А., Ильин А.А., Саррак В.И. — Механическая спектроскопия металлических материалов / Под ред. Головина С.А. — М.: МИА, 1994. — 256 с.

[4] Chudakov I.B., Polyakova N.A., Mackushev S.Yu., Udovenko V.A. On the Formation of High Damping State in Fe-Al and Fe-Cr Alloys. Solid State Phenomena, 2008, vol. 137, pp 109-118.

ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ОГНЕСТОЙКИХ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ МОДИФИЦИРОВАННОГО ГИДРОКСИДА МАГНИЯ

Шевчук О.М.,¹ Вагенкнехт У.,² Висснер С.,² Букартик Н.М.,¹ Чобит М.Р.,¹ Токарев В.С.¹

¹ *Украина, Национальный университет "Львовская политехника"*

² *Германия, Институт полимерных исследований им. Лейбница*

E-mail: oshevch@polynet.lviv.ua

PHYSICO-MECHANICAL PROPERTIES OF FLAME-RETARDANT POLYMER COMPOSITES ON THE BASIS OF MODIFIED MAGNESIUM HYDROXIDE

O.M. Shevchuk, U. Wagenknecht, S. Wiessner, N.M. Bukartyk, M.R. Chobit, V.S. Tokarev

Filled polymer composites have been obtained on the basis of polypropylene homo- and copolymers and dispersed magnesium hydroxide modified with polyfunctional polyperoxides. The influence of polyperoxide nature and concentration of peroxide groups immobilized on the filler surface onto mechanical, rheological properties and flame-resistance of composites has been studied. The perspectivity of the elaborated method of filler modification to create flame-retardant composite materials with improved physico-mechanical characteristics has been shown.

В последнее время интенсивно исследуются возможности применения дисперсных гидроксидов металлов, как безгалогенных и некислотных антипиренов для снижения горючести полимерных материалов на основе полиолефинов. Проблема состоит в том, что при их использовании в количествах, обеспечивающих удовлетворительную огнестойкость, существенно ухудшаются физико-механические свойства композитов. Поэтому чрезвычайно важным является задание повышения совместимости наполнителя с полимером матрицы, что обеспечивает повышение адгезионного взаимодействия и содействует более равномерному распределению его частиц в полимере. Один из подходов заключается в формировании на поверхности наполнителя полимерной инкапсулирующей оболочки с заданными химическими и физическими свойствами, вследствие чего

обеспечивается улучшение его совместимости с полимером матрицы. Метод, разработанный нами, позволяет локализовать на поверхности дисперсных наполнителей разные функциональные группы, в том числе пероксидные, что дает возможность формировать на межфазной поверхности компатибилизирующие полимерные слои разной толщины и функциональности.

Данная работа посвящена исследованию влияния пероксидной модификации дисперсного гидроксида магния на свойства полученных на его основе наполненных полимерных композитов.

В качестве полимерной матрицы были использованы гомополимер полипропилена (ГПП), блоксополимер этилена и пропилена (БПП) и статистический сополимер этилена и пропилена (СПП). В качестве модификатора поверхности дисперсного гидроксида магния (МГ) использовались полифункциональные сополимеры (ФС) на основе бутилакрилата (БА), малеинового ангидрида (МА), пероксидного мономера 5-трет-бутилперокси-5-метил-1-гексен-3-ина (ВЭП), моноаллилмалеината (МАЛ) с различным соотношением мономерных звеньев. Содержание МГ в наполненном композите составляло 55-60%.

Исследование скорости течения расплава композита свидетельствует о значительном влиянии пероксидсодержащих сополимеров-модификаторов поверхности дисперсного МГ на физико-механические свойства материала. В то время, как расплав композита на основе немодифицированного МГ практически не течет, скорость течения композитов, содержащих пероксидированный МГ, резко возрастает (до 20-40 см³/10мин.), причем, наиболее ярко этот эффект проявляется в случае ГПП. Такое повышение скорости течения расплава может объясняться деструкцией полипропилена матрицы под воздействием свободных радикалов, генерируемых при данной температуре иммобилизованным на поверхности наполнителя ФС. Интересным является тот факт, что для всех трех типов полипропилена текучесть расплава снижается в случае использования ФС, содержащего двойные связи аллилмалеината. Очевидно, эффективность деструкции цепей ПП в этом случае снижается, т.к. радикалы, образующиеся при передаче цепи на аллильную двойную связь менее активны и не способны вызывать деструкцию ПП.

Были исследованы механические свойства полученных композитов при растяжении – предел прочности при растяжении, относительное удлинение при разрыве, модуль упругости – в зависимости от природы полимерной матрицы и модификатора поверхности МГ. Для композитов на основе ГПП характерны высшие прочность на разрыв и модуль упругости и, в то же время, низшее значение удлинения при разрыве. Статистический сополимер обеспечивает высшее значение удлинения при разрыве при сопоставимой прочности на разрыв, но низший модуль упругости композитов. С другой стороны, полученные данные свидетельствуют о значительном влиянии пероксидной модификации поверхности МГ на свойства композитов. Так, для пероксидированного МГ прочность на разрыв и удлинение при разрыве возрастают до 30%, тогда как модуль упругости изменяется слабо. Следует отметить, что лучшие механические свойства демонстрируют композиты на основе пероксидного сополимера, содержащего аллильные двойные связи, что хорошо коррелирует с данными реологических исследований расплавов полученных композитов.

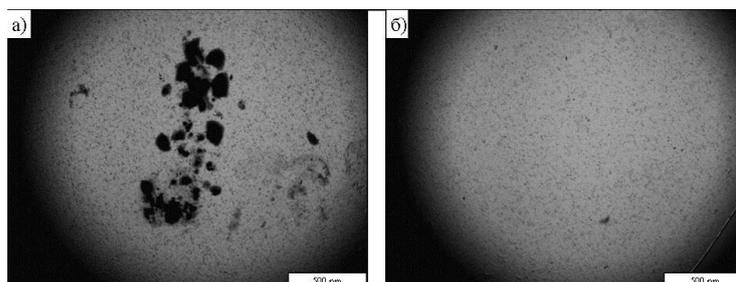


Рис. 1. ТЭМ микрофотографии композита МГ-ГПП на основе немодифицированного (а) и модифицированного (б) МГ

Исследования зависимости ударной вязкости наполненных композитов от содержания пероксидных групп на поверхности МГ и природы полимерной матрицы свидетельствуют, что композиты на основе сополимеров этилена и пропилена характеризуются высшими значениями ударной вязкости по сравнению с гомополимером пропиленом, причем значения вязкости возрастают с ростом содержания пероксидных фрагментов, особенно в случае ФС с двойными связями, тогда как ударная вязкость композитов на основе ГПП несколько снижается в этом ряду. Улучшение физико-

механических характеристик композитов на основе модифицированного МГ объясняется, очевидно, тем, что модификация поверхности наполнителя функциональными сополимерами, которые выполняют функцию компатибилизатора, обеспечивает равномерное распределение частиц наполнителя в полимерной матрице (Рис. 1).

На Рис. 2 представлены микрофотографии излома образцов композитов, полученных в результате исследования ударной вязкости. Как видно, в случае использования немодифицированного МГ излом проходит четко по границе «частица-полимер», не заметно следов течения или фибрилляции полимерной матрицы (Рис. 2 а). При введении в полимер пероксидированного МГ картина изменяется (Рис. 2 б). Наблюдается в основном когезионный разрыв и тенденция к фибрилляции матрицы. Это коррелирует с данными измерений ударной вязкости композитов – сравнительно низкие значения в случае немодифицированного МГ и рост ударной вязкости при использовании МГ, модифицированного ФС.

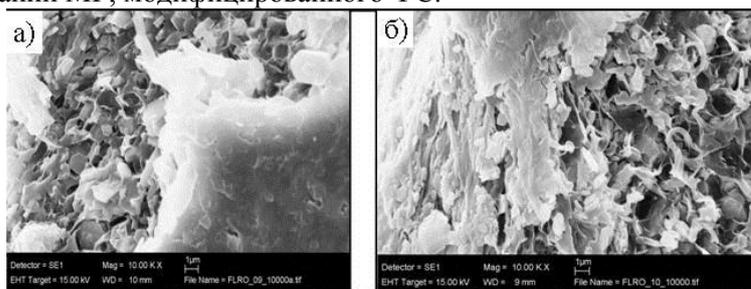


Рис. 2. СЭМ-микрофотографии поверхности излома образцов композитов МГ-СПП на основе немодифицированного (а) и модифицированного ФС (б) МГ

В то же время, исследование кислородного индекса (LOI) полученных образцов показало, что использование пероксидированного МГ приводит к увеличению огнестойкости наполненных композитов на основе полимерных матриц всех трех исследуемых типов.

Таким образом, использование в качестве наполнителя модифицированного пероксидными сополимерами гидроксида магния является весьма перспективным для получения негорючих полимерных композитов с высокими физико-механическими характеристиками.

ОЦЕНКА ОБЛАСТИ РАВНОВЕСНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ ПММА

Яковлев Н.О.

РФ, ФГУП «ВИАМ» ГИЦ РФ, Nick_62@mail.ru

DEFINITION OF EQUILIBRIUM DEFORMATION FIELD FOR PMMA

Yakovlev N.O.

A method of definition upper and lower limit to equilibrium deformation field for PMMA with a hard deformation is developed.

При деформировании полиметилметакрилата (ПММА) в упруго-высокоэластической области в нем помимо упругих деформаций также развиваются и восстанавливаются высокоэластические (ВЭ) деформации. Развитие и снятие (восстановление) ВЭ деформаций определяет вид диаграммы деформирования.

На рис. 1а схематично показана типовая диаграмма одноосного деформирования ПММА, полученная при жестком режиме нагружения по схеме: растяжение с постоянной скоростью деформирования $\dot{\varepsilon} = const$ (участок 0 – 1) до заданной деформации ε_0 – выдержка при постоянной заданной деформации (участок 1 – 2) – разгрузка с $\dot{\varepsilon} = const$ (участок 2 – 3) до нулевой нагрузки $\sigma = 0$ – выдержка при $\sigma = 0 = const$ (участок 3 – 0).

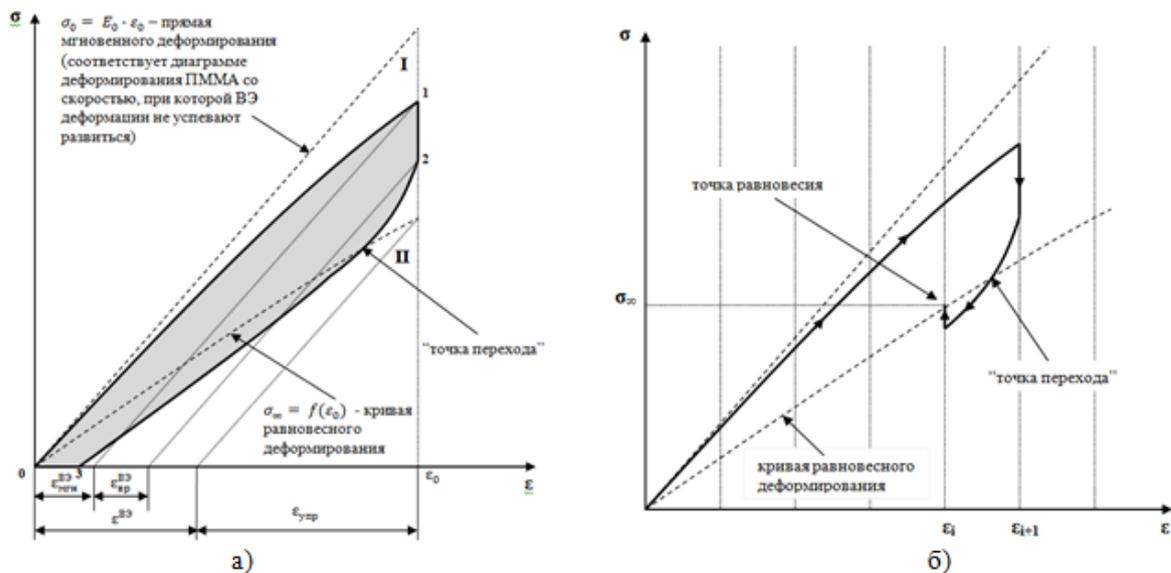


Рис.1

На диаграммы видно, что развитие ВЭ деформаций, которое, как показали эксперименты, начинается с момента начала нагружения, определяет: отклонение от линейного закона ветви нагружения, падение напряжения при выдержке при постоянной деформации и большую крутизну ветви разгрузки до «точки перехода»², нежели после нее. В «точке перехода» устанавливается равновесие между упругими и ВЭ деформациями и напряжение при постоянной заданной деформации остается постоянным сколь угодно долго. При продолжении разгрузки ниже «точки перехода» начинается процесс снятия ВЭ деформаций. При этом ветвь разгрузки становится более полой, а если при разгрузке зафиксировать деформацию, то напряжение начнет расти, пока не достигнет равновесного значения.

Множество «точек перехода», соответствующих различным деформациям, позволяет построить линию равновесного деформирования, которая в упруго-высокоэластической области разбивает плоскость напряжение – деформация на две области: область развития ВЭ деформаций (I), и область снятия ВЭ деформаций (II).

Определение закономерности равновесного деформирования ПММА является важной задачей с позиций фундаментальной науки, поскольку необходимо при решении проблемы создания реологического уравнения состояния ПММА и нахождения связи между процессами релаксации и разрушения. А с позиций инженерных приложений – для учета вклада ВЭ деформаций в напряженно-деформированное состояние изделий из ПММА и повышения точности его расчета при проектировании и в условиях эксплуатации. Например, для полимерного органического стекла СО-120, используемого для изготовления фонарей летательных аппаратов, было определено, что в эксплуатационной области деформаций доля высокоэластических деформаций уже при комнатной температуре может достигать 30% и более.

Существуют методы получения кривой равновесного деформирования:

- получение множества значений напряжений, соответствующих равновесию, при выдержке образца при различных постоянных деформациях с определением моментов наступления равновесия по прекращению изменения напряжения;
- нагружение образца с равновесной скоростью деформирования.

Оба этих метода имеют существенные недостатки. В первом случае для достижения равновесия требуется значительные времена выдержки, уже при деформациях ПММА ~ 1%. Во втором методе необходимо подобрать равновесную скорость деформирования, а затем поддерживать ее длительное время, что технически сложно.

В связи с этим предложена методика получения множества равновесных значений напряжений σ_{∞} , соответствующих выбранным с определенным шагом деформациям. Для получения σ_{∞} при

² Величина снижения начальных деформаций, при которых прекращается релаксация напряжении при разгрузке и начинается восстановление ВЭ деформаций.

соответствующей деформации ε_i проводится испытание по жесткому циклу (рис. 1б): нагружение до деформации ε_{i+1} (превышающей заданную на выбранный шаг) – выдержка при постоянной деформации ε_{i+1} – разгрузка до деформации ε_i – выдержка при деформации ε_i до достижения равновесия (определяется по прекращению изменения напряжения).

Из рис. 1б видно, что при нагружении ПММА с постоянной скоростью деформирования «запас» не развившейся ВЭ деформации растет с увеличением деформации. Так как развитие ВЭ деформаций во времени происходит по закону близкому к степенному, то выдержка при большей деформации, чем та для которой определяется σ_∞ , позволяет быстрее «развить» ВЭ деформации, тем самым сократив время эксперимента.

В сочетании с методом определения σ_∞ при выдержке при различных постоянных деформациях данный метод позволяет при существенном сокращении времени экспериментов получать оценки «сверху» и «снизу» области равновесной деформирования с известной достоверностью.

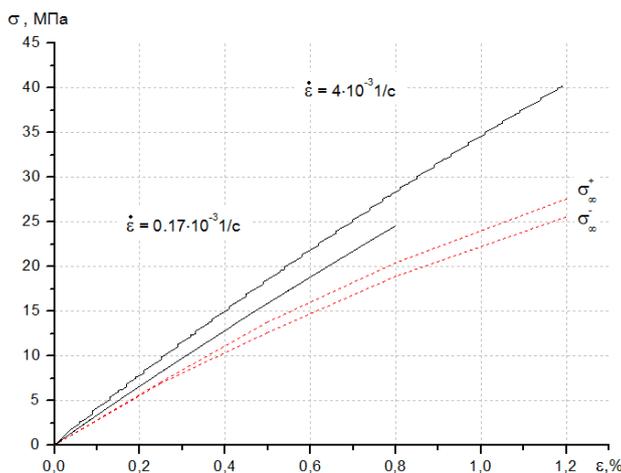


Рис. 2

По предложенной методике была определена область (верхняя σ_∞^+ и нижняя σ_∞^- границы на рис. 2) равновесного деформирования органического стекла СО-120. Для сравнения на рис. 2 приведены диаграммы деформирования оргстекла при различных скоростях деформирования.

Таким образом, показано, что для кривой равновесного деформирования может быть получен коридор, ограничивающий ее «сверху» и «снизу», шириной до 10% от $\bar{\sigma}_\infty$, при длительности каждого эксперимента не более 8 ч.

Автор благодарит за обсуждения и ценные замечания научных консультантов: к.т.н. Ерасова В.С. (ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ) и к.т.н. Харитонову Г.М. (ФГУП «ЛИИ им. М.М. Громова»).

***СЕКЦИЯ 10 - ДЕФОРМАЦИЯ И
РАЗРУШЕНИЕ СТРОИТЕЛЬНЫХ И
ПРИРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ***

О ПРОЦЕССАХ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЙ ДЕЗИНТЕГРАЦИИ ПРИРОДНЫХ СУЛЬФИДНЫХ МИНЕРАЛОВ

Бунин И.Ж.

Россия, УРАН Институт проблем комплексного освоения недр РАН,
e-mail: bunin_i@mail.ru

ON THE PROCESS OF PULSED POWER DISINTEGRATION OF NATURAL SULFIDE MINERALS

Bunin I.Zh.

The gas outflow from nanosecond breakdown channels of sulfide minerals under the effect of high-power electromagnetic pulses is considered, with allowance for the condensation of iron vapors. The condensation of matter in an outflowing jet is shown to be an effective mechanism for structural-chemical transformations of sulfide surfaces.

В работах УРАН ИПКОН РАН, ИРЭ РАН и ЦНИГРИ была показана эффективность применения мощных наносекундных электромагнитных импульсов (МЭМИ: $E \sim 10^7$ В/м; $\tau_{\text{имп}} \sim 10$ нс) в процессах дезинтеграции и вскрытия тонкодисперсных минеральных комплексов и извлечения микро- и наночастиц благородных металлов из упорных руд [1]. Были рассмотрены возможные механизмы селективной дезинтеграции (Чантурия, Бунин, Ковалев, 2004-2009); теоретически и экспериментально показано, что электрические пробой могут играть важную роль в технологии наносекундной импульсной обработки измельченных минералов (сульфидов, кварца) с размером частиц от 100 мкм до 2-3 мм, являющихся носителями тонковкрапленного золота и других ценных компонентов (менее 10 мкм).

Электрические разряды в таких минералах сопровождаются нарушениями их сплошности в виде каналов пробоя и системы трещин вокруг этих каналов. Развитие зон наведенной трещиноватости вокруг каналов определяется давлением испаренного вещества в канале пробоя. При мгновенном энерговыделении в канале (в случае наносекундных разрядов) изменение его поперечного размера, плотности и давления газа в нем определяется, во-первых, радиальным движением волны испарения, во-вторых, радиальным расширением канала, а также истечением разогретого газа из канала. Волна испарения движется со скоростью порядка или больше скорости звука и проходит расстояние порядка начального радиуса канала, т.е. много меньше длины канала пробоя. Время расширения вещества вокруг канала определяется динамикой дезинтеграции и развития трещин и может быть сравнимым со временем истечения газа из канала.

В докладе на основе проведенных теоретических и экспериментальных исследований [1-3] рассмотрена модель процессов истечения разогретого газа из каналов наносекундного пробоя сульфидных минералов и конденсации вещества в истекающей струе при воздействии высоковольтных наносекундных импульсов. Показано, что истечение газа из канала может являться как дополнительным разрушающим фактором в процессах электроимпульсной дезинтеграции тонкодисперсных минеральных комплексов, так и одним из эффективных механизмов структурно-химических преобразований поверхности сульфидных минералов (пирита, арсенопирита, пирротина и пентландита).

В [2] предполагалось, что к началу истечения газа из канала пробоя его плотность составляет величину порядка 0.1 от плотности твердого тела (пирита) за счет расширения стенок канала. Пусть радиус канала – 4 мкм, длина канала – 160 мкм; начальная плотность газа – $0.3 \cdot 10^3$ кг/м³, начальная плотность энергии газа в канале 10^7 Дж/кг. Газ считался одноатомным со средней атомной массой 40, $\gamma = 1.67$. Истечение происходит в воздух при нормальных давлении и температуре.

В результате численных газодинамических расчетов [2] показано, что максимальная скорость истечения газа ~ 7 км/с; в струе, вышедшей из канала, скорость увеличивается до 10 км/с за счет расширения в среду с меньшей плотностью. Учет вязкости несколько увеличивает время истечения, тем не менее, за время 1 мкс истекает 90% исходной массы газа в канале. Анализ распределения плотности и температуры в струе истекающего газа через 50 нс после пробоя показал, что

температура газа в канале к этому моменту уменьшается от начальной, равной 21000 К до 13000 К. В головной части струи выходящей из канала, температура достигает 15000 К. За время порядка 1 мкс температура в канале уменьшается до ~ 5000 К. По крайней мере, для Fe-составляющей пирита, при плотности порядка 10 кг/м³ это соответствует переходу вещества в двухфазное состояние, и далее возможна ее конденсация.

В работе [3] рассмотрено истечение газа из канала с учетом конденсации паров железа. Для расчета концентрации зародышей критического размера была использована классическая модель «испарения–конденсации». Частицы конденсированного вещества переносятся вместе с потоком газа. В результате испарения из канала пробоя истекает газ, состоящий из смеси одноатомных железа и серы. Плотность сконденсированного вещества в каждой ячейке расчетной сетки рассчитывалась как $n_{cr}m/V$, где n_{cr} – концентрация частиц критического размера, m – масса атома Fe, $V = 2\pi r\Delta r\Delta z$ – объем ячейки.

Вначале струя газа, выходящая из канала, расширяется в область малой плотности, увлекает и разгоняет воздух перед собой. В течение ~100 нс профили плотности вещества канала и полной плотности с учетом воздуха, вовлеченного в движение, практически идентичны. Затем струя начинает тормозиться, а перед ней формируется воздушная ударная волна. В момент $t = 300$ нс все вещество канала остается за ее фронтом. Конденсация начинается в основном в области разрежения за фронтом струи. Затем, когда все вещество канала оказывается за фронтом и начинается дефрагментация струи, процесс конденсации охватывает всю струю. Из распределений температуры (максимальная температура – более 5000 К) и плотности конденсированного вещества в области струи в момент времени 0.8 мкс видно, что конденсация максимальна в области минимальной температуры. В области, где температура менее 1000 К, практически все пары железа сконденсированы.

По мере разрушения струи, она распадается на фрагменты вследствие образования локальных вихрей. Степень конденсации на этом этапе приближается к 1 везде, кроме приосевой области, куда продолжают поступать остатки газа, истекающего из канала пробоя. Характерный размер фрагментов 0.01–0.1 мм, характерная плотность сконденсированных паров в этих фрагментах 0.01–0.02 кг/м³. Размеры конденсированных частиц оценивали следующим образом. Если каждый фрагмент конденсируется в отдельную каплю, то характерный размер этих капель должен быть 0.1–3 мкм. Радиус расположения конденсата железа, остающегося вблизи поверхности минерала не более 0.3 мм. Эту величину можно считать оценкой размера области вокруг устья канала пробоя, в которой происходит осаждение сконденсированных частиц железа.

Методами аналитической электронной микроскопии (ЦКП, НОЦ ИПКОН РАН) на поверхности сульфидов обнаружены три типа новообразований, отвечающих процессам структурно-химических преобразований поверхности минералов в результате воздействия МЭМИ: 1. трещиновато-пористые, плотные «покровы» (~50 мкм) с локальными утолщениями натечной и неправильной сферообразной формы, декорирующие устья каналов пробоя; 2. сфероидальные образования размером от 3 мкм и менее, расположенные в областях пробоя; 3. тончайшие пленки третьей фазы, предположительно, безводных сульфатов железа (II/III), диагностируемые методами сканирующей зондовой микроскопии (СЗМ – АСМ), равномерно покрывающие поверхность сульфидов преимущественно в областях локализации кратеров и эрозионных лунок каналов пробоя и микротрещин.

Высокоскоростная струя газа переносит импульс. Полный импульс, уносимый струей – порядка \sqrt{ME} , где M – масса истекающего газа, E – энергия газа в канале. Если разрядный промежуток генератора наносекундных импульсов заполнен несколькими частицами сульфидов, воздействие струй, истекающих из одних минеральных частиц, на соседние приведет к эрозии их поверхности, образованию ударных кратеров, а при наличии между ними электрического поля – к эмиссии электронов с поверхности полупроводниковых сульфидов, что может способствовать развитию пробоя в этих частицах, а также формированию новообразований на поверхности сульфидов в виде оксидов (гидроксидов) и сульфатов железа, аллотропических модификаций элементной серы, углеродных корок и других образований. Также истечение газа играет важную роль в очищении каналов пробоя от частиц раздробленного вещества.

Список литературы:

1. В.А.Чантурия, К.Н.Трубецкой, С.Д.Викторов, И.Ж.Бунин. Наночастицы в процессах разрушения и вскрытия геоматериалов. – М: ИПКОН РАН, 2006, 216 с.

2. В.А.Чантурия, И.Ж.Бунин, А.Т.Ковалев // Известия АН. Серия. «Физическая», Т.74, №5, С.714, (2010).

3. В.А.Чантурия, И.Ж.Бунин, А.Т.Ковалев // Известия АН. Серия. «Физическая», Т.75, №5, С.636, (2011).

Работа выполнена при поддержке гранта Президента РФ «Научная школа акад. В.А.Чантурия» НШ-3184.2010.5 и при поддержке РФФИ, грант № 11-05-00434-а.

ЭМИССИЯ МИКРОЧАСТИЦ ПРИ ОДНООСНОМ СЖАТИИ ОБРАЗЦОВ ГОРНЫХ ПОРОД

Викторов С.Д., Кочанов А.Н., Одинцев В.Н., Осокин А.А.

Россия, Учреждение Российской академии наук Институт проблем комплексного освоения недр РАН, e-mail: victorov_s@mail.ru

MICROPARTICLES EMISSION AT UNIAXIAL COMPRESSION OF ROCKS

Victorov S.D., Kochanov A.N., Odintsev V.N, Osokin A.A.

The paper presents results of experimental and theoretical study of microparticle emission associated with rock deformation. A method is described for laboratory experiments of uniaxial loading of rock specimens with simultaneous control of particle emissions. Particle dispersion composition and generation dynamics are shown to depend on rock properties and stress.

Явление отрыва фрагментов горной породы от поверхности обнажения имеет место при высокой внутренней энергии геоматериала. В масштабе макроразрушения оно хорошо известно как явление стреляния и шелушения пород со стенок горных выработок, а в микромасштабе как фрактоэмиссия [1]. Эмиссия частиц порядка микрометра зафиксирована при разрыве стальных стержней [2]. Высокодисперсные частицы образуются, главным образом, при взрывном разрушении пород, однако они могут генерироваться и в других природно-техногенных процессах, сопровождающих разработку полезных ископаемых, и, что важно, генерация микрочастиц может характеризовать эти процессы.

С целью изучения возможности эмиссии микрочастиц со свободной поверхности разработана методика лабораторных испытаний и проведены экспериментальные исследования [3]. В образцах горных пород создавался измерительный объем в виде сквозного отверстия диаметром 6 мм, внутренний объем которого соединялся с атмосферой через воздушный фильтр. Применение фильтра, не пропускавшего частицы размером более 0,1 мкм, обеспечивало условия, при которых все измерения проводились в атмосфере с низкой фоновой концентрацией частиц. Выходной конец второй гибкой трубки соединялся с лазерным счетчиком аэрозольных частиц HAND HELD 3013. При проведении испытаний образцы пород подвергались одноосному сжатию. По результатам экспериментов на рис.1 показано количество образовавшихся частиц для различных горных пород за время 60 сек при уровне напряжений $0,5-0,8 \sigma_0$ (σ_0 – предел прочности на сжатие). Для известняка эмиссия микрочастиц наблюдалась в диапазоне размеров 0,3-0,5 мкм, а частицы размером более 0,5 мкм практически не генерировались. Для образца доломита наибольшее количество частиц наблюдалось в диапазоне размеров 0,5-5,0 мкм, а для гранита в диапазоне 0,3-0,5 и 0,5-5,0 мкм. Для образца гранита на рис.2 представлена зависимость эмиссии микрочастиц от времени наблюдений (время каждого цикла равно 10 сек) при заданном уровне нагружений $0,6 \sigma^*$. Наибольшая генерация частиц наблюдается в момент увеличения нагрузки (для условий проведения эксперимента – первые 10 сек). При достижении определенного критического уровня наблюдается пиковое возрастание интенсивности эмиссии частиц (рис 3.).

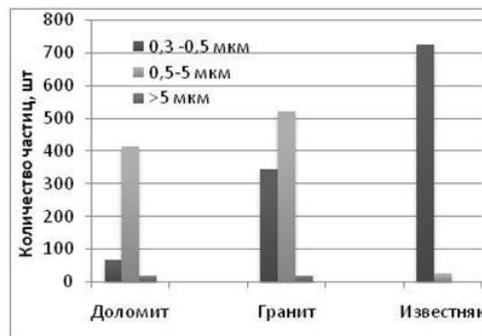


Рис. 1. Распределение микрочастиц по размерам при сжатии образцов различных горных пород

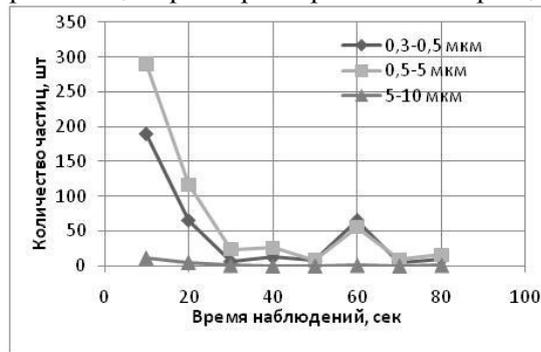


Рис. 2. Динамика эмиссии микрочастиц в граните при фиксированном уровне напряжений

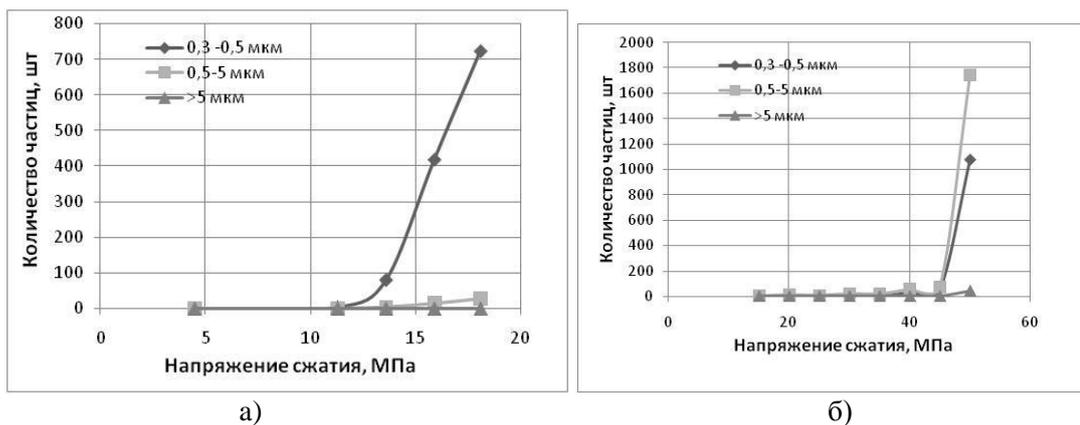


Рис. 3. Распределение микрочастиц при нагружении образцов известняка (а) и уртыта (б) в зависимости от относительного уровня нагружения

Количество частиц, их дисперсный состав при испытаниях образцов одного типа породы в отдельных случаях существенно различался, что отражают данные таблицы. В таблице представлены результаты экспериментов по оценке количества образовавшихся микрочастиц для образцов гранита при одинаковом уровне нагружения, а также приведены данные о количестве частиц при отборе проб в атмосфере в месте проведения эксперимента. Это объясняется различной степенью микротрещиноватости образцов, наличие которой предопределяет протекание процессов деформирования и разрушения образцов. Белый гранит отличался сильной анизотропией упругих и акустических свойств.

Таблица. Сравнительные данные по количеству микрочастиц при эмиссии в образцах гранита в результате сжатия и воздухе в виде аэрозолей

Среда	Диапазон, мкм		
	0,3-0,5	0,5-5	5-10
Гранит (белый)	8986	18252	3641
Гранит (красный)	61	59	2
Воздух	10^5	10^4	40

Таким образом, экспериментально установлено явление эмиссии микрочастиц при одноосном сжатии образцов горных пород. Дисперсный состав генерируемых частиц и динамика их образования зависят от свойств горных пород и степени их напряженности. При нагружении образцов имеется этап резкого возрастания интенсивности эмиссии частиц, что предшествует разрушению образца. Эмиссию частиц можно объяснить тем, что в образцах микронеоднородных геоматериалов на стадии их допредельного деформирования формируются локальные микрообласти разрушения вследствие неоднородного распределения напряжений и локального превышения предела прочности материала.

Литература

1. Уракаев Ф.Х., Массалимов И.А. Флуктуации энергии и эмиссионные явления в устье трещины/ФТТ-2005.-том 47.-вып. 9.

2. Александров П.А., Калечиц В.И., Хозяшева Е.С., Чечуев П.В. Исследование генерации микрочастиц, образующихся при разрыве металла / Проблемы машиностроения и надежности машин.-2003.- №5.

3. Викторов С.Д., Кочанов А.Н., Осокин А.А. Эмиссия микрочастиц при деформировании и разрушении образцов горных пород в условиях одноосного сжатия/ Вестник Тамбовского государственного университета.- 2010.- т.15.- вып.3.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (Проект 11-05-00528-а).

АДГЕЗИОННАЯ ТРЕЩИНА НА ГРАНИЦЕ РАЗДЕЛА ДОРОЖНОГО ПОКРЫТИЯ И УПРУГОГО ОСНОВАНИЯ

Гасанов Ш.Г.

Азербайджанский технический университет, Азербайджан e-mail: iske@mail.ru

COHESIVE CRACK ON BORDER OF THE SECTION OF THE ROAD COVERING AND THE ELASTIC BASIS

Hasanov Sh.H.

The plane problem about the crack-stratification, arising on the border of the section of road covering linked to the elastic basic from other elastic material when normal loading is enclosed to a surface of a covering investigated. The problem on equilibrium of a crack border of materials connection at action of external normal loadings and tractions in the bonds interfering its disclosing is reduced to system nonlinear singular integro-differential equations with a nucleus such as Cauchy. The condition of limit equilibrium of a crack with a tip zones is formulated taking account the criterion of limit traction of bonds in the materials.

Анализ состояния дорожных покрытий на упругом основании выявил [1, 2], что материалам таких соединений свойственны трещиновидные несплошности. Между дорожным покрытием и упругим основанием могут появляться переходные зоны, в которых физико-механические свойства отличаются от свойств соединяемых материалов. Эти повреждения на границе раздела сред покрытия и упругого основания могут иметь как естественное происхождение (расслоения, включения, поры), так и вызываются технологическими процессами.

Примем следующие упрощающие предположения относительно работы дорожного покрытия:

1) дорожное покрытие является неразрезной полосой бесконечной длины неизменного поперечного сечения, лежащей на сплошном упругом основании.

2) вертикальные силы приложены в плоскости симметрии дорожного покрытия, а боковые и продольные силы не влияют на напряженно-деформированное состояние, вызванное процессом контактирования колеса с дорожным покрытием.

Для расчета напряженно-деформированного состояния пары дорожное покрытие - упругое основание приходим к следующей задаче теории упругости.

Пусть в декартовых координатах x, y имеем двухслойное тело, состоящее из покрытия толщины h с упругими характеристиками $G1$ (модуль сдвига) и $\mu1$ (коэффициент Пуассона), сцепленного с упругой полуплоскостью с характеристиками $G2$ и $\mu2$. Рассмотрим задачу механики разрушения для двухслойного тела, когда к наружной поверхности приложена нормальная нагрузка $p(x)$. На границе поверхности дорожного покрытия $y=h, |x|<\infty$ касательное напряжение равно нулю. Считается, что под действием этой нагрузки на линии раздела упругих сред $y=0$ в силу недостаточной адгезионной прочности между покрытием и полуплоскостью образуется трещина. Принято, что при действии нормальной нагрузки на поверхности покрытия взаимодействие между поверхностями в концевых зонах трещины характеризуется нормальными и касательными напряжениями сцепления. Взаимодействие берегов концевой зоны моделируется путем введения между берегами трещинами связей, имеющих заданную диаграмму деформирования. В общем случае закон деформирования является нелинейным. Под действием внешней нормальной нагрузки в связях в концевых зонах возникают нормальные $q_y(x)$ и касательные $q_{xy}(x)$ усилия. Величины этих напряжений неизвестны. Используется принцип суперпозиции. Рассматриваемое состояние двухслойного тела можно представить в виде суммы двух напряженных состояний:

1) адгезионное соединение материалов без трещины под действием нормальной нагрузки на наружной поверхности покрытия;

2) адгезионное соединение материалов с трещиной на границе раздела сред, при этом на берега трещины дополнительно действуют напряжения, имеющие место на этой линии, где расположена трещина, в первом напряженном состоянии, взятом с обратным знаком.

Для решения краевой задачи первого состояния используются функции Папковича – Нейбера, а также преобразование Фурье. Граничные условия на берегах трещины для второго напряженного состояния будут

$$\sigma_y - i\tau_{xy} = -(\sigma_y^1 - i\tau_{xy}^1) \quad |x| < l - d \quad (1)$$

$$\sigma_y - i\tau_{xy} = q_y - iq_{xy} - (\sigma_y^1 - i\tau_{xy}^1) \quad l - d \leq |x| \leq l$$

Условия (1) должны быть дополнены соотношением, связывающим раскрытие берегов трещины и усилия в связях. Без потери общности эти соотношения представим в виде

$$(v^+ - v^-) - i(u^+ - u^-) = C(x, \sigma)[q_y(x) - iq_{xy}(x)]$$

Функцию $C(x, \sigma)$ можно рассматривать как эффективную податливость связей, зависящую от их натяжения; $\sigma = \sqrt{q_y^2 + q_{xy}^2}$ – модуль вектора усилий в связях; $(v^+ - v^-)$ – нормальная, $(u^+ - u^-)$ – касательная составляющие раскрытия берегов концевых зон трещины.

Используя методы теории аналитических функций, для определения неизвестных функций $q_y(x)$ и $q_{xy}(x)$ получена система нелинейных интегродифференциальных уравнений с ядром типа Коши. Для их решения используется коллокационная схема с кусочно-квадратичной аппроксимацией неизвестных функций. Для анализа предельного равновесия трещины-расслоения с концевой зоной используются два условия разрушения: 1) условие разрыва связей на краю концевой зоны и 2) условие роста вершины трещины. В качестве первого условия разрушения использовали критерий критического раскрытия трещины. Для условия продвижения трещины использовали силовой критерий Ирвина.

Полученные соотношения между внешней нагрузкой и длиной трещины, а также механическими и геометрическими характеристиками пары дорожное покрытие - упругое основание позволяют на стадии проектирования решать следующие практически важные задачи:

1) оценивать гарантированный ресурс дорожного покрытия с учетом ожидаемых дефектов и условий нагружения;

2) устанавливать допустимый уровень дефектности и максимальные значения рабочих нагрузок, обеспечивающих достаточный запас надежности;

3) проверить выбор материала с необходимым комплексом статических и циклических характеристик трещиностойкости.

Список литературы:

Бабков В.Ф., Андреев О.В. Проектирование автомобильных дорог. Часть 1, – М.: Транспорт. 1987 – 368 с.

Həsənov Ş.H., Piriyeв Y.M., Qaraisayev N.M. Avtomobil yolların nəqliyyat-istismar göstəricilərin yüksəldirməsi. II nəşr. – Bakı: Azərbaycan nəşriyyəti, 2009. –360 s.

ПРОЧНОСТЬ ОБОЖЖЕННОГО И ГРАФИТИРОВАННОГО УГЛЕРОДНОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ ТРГ И КАМЕННОУГОЛЬНОГО ПЕКА

Дмитриев А.В.

Россия, Челябинский государственный университет, admitriev@csu.ru

STRENGTH OF BAKED AND GRAPHITIZED CARBON ON THE BASIS OF EG AND COAL TAR PITCH

Dmitriev A.V.

Coal-tar pitch was oxidized in the thin films on the surface of thermo expanded graphite (EG). After grinding of the hardened material the self-baked molding powder was obtained. The baked and graphitized samples are characterized by strength and lowered gas permeability. Leaflets of EG are sintered with the layers of the coke of coal-tar pitch. The plasticity of EG leaflets leads to the absence of shrinkage and thermal splitting.

Прессовочный порошок для самоспекающегося материала получили окислительным отверждением среднетемпературного каменноугольного пека (92% по массе) на поверхности листочков терморасщепленного графита (ТРГ). Сжатие при размоле и прессовании скрепляет листочки с вытеснением воздуха из пространства между ними, коксование происходит в тонких слоях без образования дополнительной пористости. Тонкие листочки ТРГ не препятствуют усадке при коксовании отвержденного пека и графитации пекового остатка [1]. Форма заготовок при размягчении отвержденного пека сохраняется каркасом из листочков ТРГ. Листочки и прослойки пека спекаются с образованием прочного газонепроницаемого углеродного материала.

Заготовки прессовали в глухую матрицу, обжигали и графитировали в промышленных условиях. Содержание каменноугольного пека в шихте составляло ~92%. Окислительное отверждение и обжиг привели к убыли массы в ~15% и ~10%, так что содержание листочков ТРГ возросло до ~10%. Свойства материала после обжига и графитации приведены в таблице.

Термообработка	Плотность, г/см ³	Прочность на сжатие, МПа
Обжиг	1,3	130 - 140
Графитация	1,5 – 1,6	75 - 80

По данным рентгеноструктурного анализа материал после обжига и графитации является двухфазным, с разделением линий от листочков ТРГ и пекового кокса. Наличие листочков ТРГ проявляется в очень низкой газопроницаемости, составляющей 0,001 Дарси. Твердость по Шору графитированного материала в среднем составляет 115. Прочность и плотность материала соответствуют приводимым в литературе данным для самоспекающихся материалов на основе мезофазы каменноугольного пека. Поверхность разлома при разрушении раздавливанием ровная, матовая, без трещин растрескивания и следов смятия. Можно полагать, что тонкие листочки ТРГ не вызывают образование трещин температурного растрескивания при спекении с слоями кокса каменноугольного пека. Слоистая структура по прочности соответствует коксовому монолиту. Влияние слоистой структуры материала проявляется в пониженной газопроницаемости. При этом зернистая структура не выделяется. При окислении на поверхности материала образуется рыхлый слой из листочков ТРГ. В объеме материала каркас из листочков ТРГ спечен с более толстыми прослойками пекового кокса, но зернистая структура на поверхности шлифов не выделяется. Общая

анизотропия материала не выявлена, различие в УЭС вдоль и поперек направлению сжатия при прессовании составляет 20%. Протяженные слои пекового кокса, спеченные с листочками ТРГ образуют композиционный материал с прочностными свойствами сплошного коксового монолита.

Список литературы:

1. Дмитриев А.В. Состав и способ изготовления шихты для изготовления углеродного материала // Патент РФ № 2134656. Оpubл. 20.08.99. Бюлл. №23.

МЕТОДЫ УТИЛИЗАЦИИ ХЛОРИДМАГНИЕВЫХ ЩЕЛОКОВ КАЛИЙНЫХ ПРОИЗВОДСТВ И ПОЛУЧЕНИЕ НА ИХ ОСНОВЕ МАГНЕЗИАЛЬНЫХ ВЯЖУЩИХ

Дуда О.М., Костив И.Ю.

*Украина, Ивано-Франковск, Прикарпатский национальный университет им. В. Стефаника
кафедра органической и аналитической химии, wulc@mail.ru*

METHODS DISPOSE MAGNESIUM CHLORIDE WASTES POTASSIUM PRODUCTION AND RECEIPT OF MAGNESIA BASED ON THEIR ASTRINGENT

Duda O.M., Kostyv I.Y.

Ukraine, Ivano-Frankivsk. Vasyl Stefanyk' Precarpathian National University, Department orhanycal and analytical chemistry

The results of investigation of the interaction of dolomite magnesium chloride wastes. Certain optimal terms of realization of synthesise dolomite, necessity are for the receipt of magnesium astringent.

В процессе деятельности калийных производств, которые перерабатывали карналитовые и другие полиминеральные руды, накопилось очень большое количество хлоридмагниевого щелока, которые необходимо перерабатывать.

Нет возможности сбрасывать щелока в окружающую среду, так как они являются концентрированными рас творами магниевых солей и несут угрозу загрязнения для этих территорий.

Возникла необходимость выбора правильных путей утилизации хлоридмагниевого щелока с использованием безотходных технологий.

Можно предложить один из таких путей, который состоит в переработке данного сырья на магниезиальные цементы.

Природный доломит, который состоит в основном из комплексного карбоната магния и кальция, прокальвать при температуре 973-1073К около 2 ч., таким образом получая каустический доломит, в котором происходит декарбонизация карбоната магния до активного оксида, карбонат кальция остается в неизменном виде и служит наполнителем.

Хлоридмагниевого щелока содержат в основном магния хлорид до 20% (масс.) и до 3% сульфат, кроме того, в очень малых количествах (менее 1% масс.) хлориды натрия и калия.

При обработке каустического доломита рас творами таких щелоков до пастообразного состояния через 1-3 суток образуется прочный камень – магниезиальный цемент, который состоит из смеси магниегидрохлоридных и сульфатных олиго- и полимерных соединений, а также нерастворимых сульфата кальция и карбоната магния и кальция, содержащихся в исходном сырье.

Недопустимо повышенное содержание (более 1% масс.) растворимых солей калия и натрия, которые невозможно осадить, так как они в процессе твердения цемента образуют кристаллы на поверхности продукта таким образом разрушая его.

Магниезиальные цементы Сореля широко используются в строительстве, они стойки к воздействию солевых и других агрессивных сред, а также обладают высокой прочностью.

Литература:

1. О.М. Дуда, И.Ю. Костив, Термічна обробка природного доломіту та взаємодія одержаних продуктів з водою, – Вісник Прикарпатського університету, Серія «Хімія», №11, – Івано-Франківськ, 2010.

ИССЛЕДОВАНИЕ ДИССИПАТИВНОЙ СПОСОБНОСТИ СИНТЕТИЧЕСКИХ МИНЕРАЛЬНЫХ СПЛАВОВ

Игнатова А.М., Артемов А.О., Чудинов В.В., Игнатов М.Н., Соковников М.А.

Россия, Пермский государственный технический университет, ИМСС УрО РАН
лаборатория физических основ прочности, e-mail: ignatovaanna@rambler.ru

STUDY DISSIPATION CAPACITY SYNTHETIC MINERAL ALLOYS

Artemov A.O., Ignatova A.M., Chudinov V.V.

The work is devoted to the study of the strength properties of new materials synthetic mineral alloys (siminals) with experiments on the penetration of armor. The technique and equipment to assess the resistance of the siminals to the action of high dynamical loads is describes. The initial investigation of dynamic properties under compression and tension at a strain rate of 1000 sec⁻¹, to determine the yield strength, ultimate strain, the rate of energy dissipation in the material is conducted.

Синтетические минеральные сплавы (симиалы) - материалы, полученные в результате высокотемпературного синтеза (плавления) минерало-оксидных соединений ультраосновного и основного характера, природного и техногенного происхождения (базальты, габбро-диабазы, металлургические шлаки и т.д.).

Данный вид материалов обладает уникальными показателями твердости и прочности при сжатие, этим он обязан особенностям своего строения. Структура симиналов представляет собой сочетание кристаллических и аморфных составляющих. Причем кристаллические агрегаты за частую представляют собой механическую смесь двух фаз и потому неравномерны по составу, эти агрегаты выстраиваются в структуре с различной, объединяясь в единое целое прослойкой из аморфной фазы. Упрощенно структур симиналов можно представить себе как сотовую конструкцию на микроуровне, в которой в которой имеется разветвленная сеть аморфной прослойки. На границы прослойки и кристаллических элементов концентрируются межфазные напряжения, что позволяет предположить что данная сеть может являться сетью диссипативных каналов, способных абсорбировать энергию и переводить ее в тепловое излучение.

Целью настоящего исследования является изучение выдвинутого предположения о диссипативной способности симиналов.

Практические исследования были проведены на методе и его аппаратном обеспечении, разработанном в институте механики сплошных сред (ИМСС УрО РАН) на баллистической испытательной установке РСГ-25. Принцип работы установки основан на воздействии на образец пробойником двигающимся с большой скоростью, в момент разрушения образца фиксируется картина распределения инфракрасных тепловых излучений в нем. Исследование проводили на образцах из синтетического минерального сплава на основе базальта, они имели форму дисков диаметром 30 мм и толщиной 5 мм.

Установка для высокоскоростного пробивания (рис.1) смонтирована на раме (7) и состоит из камеры высокого давления (1), ствола (2), системы измерения скорости ударника (3), устройства для крепления (8) образца (9) с отсекателем (6), приемной камеры (10) и улавливателя (11).

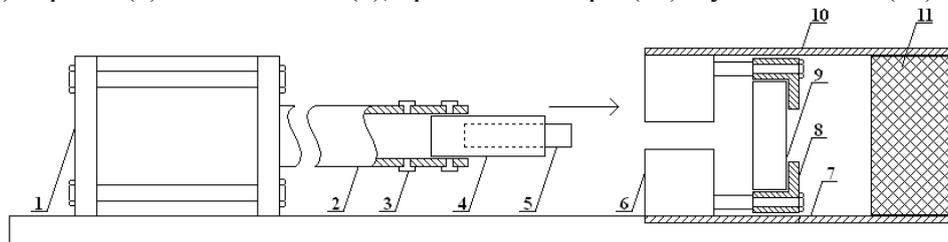


Рис.1. Схема установки для испытания образцов на пробивание.

- 1 – камера высокого давления, 2 – ствол, 3 – фотодатчики, 4 – поддон, 5 – ударник,
6 – отсекающий механизм, 7 – рама, 8 – устройство для крепления мишени, 9 – образец,
10 – приемная камера, 11 – улавливатель.

Для разгона ударника в стволе используется эбонитовый поддон, внешний диаметр которого соответствует калибру ствола. Для создания воздушной прослойки с целью уменьшения трения поддона при движении в стволе были сделаны специальные канавки. В качестве ударника использовался стержень из высокоуглеродистой стали диаметром 5 мм, длиной 50 мм и массой 7,4 г.

Скорость ударника задается давлением воздуха в камере и длиной разгона. Максимальная скорость ударника в ходе эксперимента составляла 400 м/с. Выстрел происходит путем открытия в воздушной камере специального клапана. Скорость поддона с ударником определяется измерением времени пролёта между двумя фотодатчиками. Перед образцом установлен отсекаТЕЛЬ, внутренний диаметр, которого меньше внешнего диаметра поддона, но больше диаметра ударника. При соударении с отсекателем поддон тормозится и разрушается, а ударник продолжает движение до соударения с образцом. При высокоскоростном взаимодействии ударника с образцом реализуется его разрушение. Продолжающее движение после пробивания преграды ударник и фрагменты разрушенного образца улавливаются приемной камерой с помощью мягкого наполнителя.

Для исследования диссипации в процессе разрушения образца использовалась инфракрасная камера CEDIP Silver 450M. Камера снимала инфракрасное изображение тыльной поверхности образца в процессе его пробивания и поля температур в этой области. Схема эксперимента приведена на рис.2.

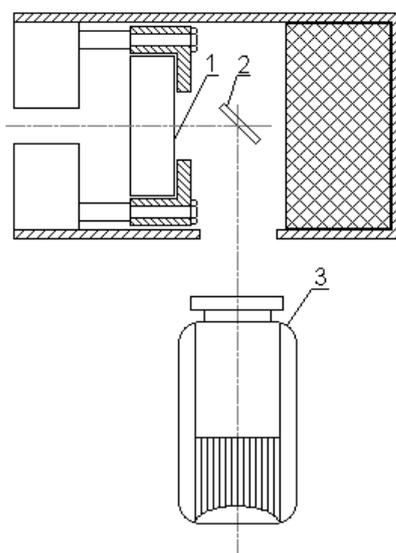


Рис.2. Схема исследования диссипации в процессе разрушения образца
1 – образец, 2 – зеркало, 3 – инфракрасная камера.

По данным экспериментов температура в локальных областях составляла 120°C. На рис.3 представлено изображение в инфракрасных лучах тыльной поверхности мишени при пробивании. Скорость налетания ударника на преграду 650м/с, верх. Максимальная температура на тыльной поверхности мишени при пробивании 94°C

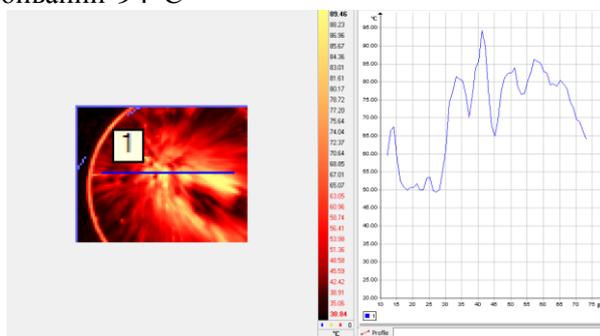


Рис 3. Инфракрасный образ разрушающейся тыльной поверхности

Таким образом, в ходе экспериментов, была выявлена закономерность, что при увеличении скорости ударника увеличивается количество осколков с уменьшением их размера, размер осколком соизмерим с размером макрокристаллических агрегатов, что подтверждает предположение о природе диссипативных качеств симиналов.

На основе первично полученных данных можно сделать вывод о перспективности использования симиналов в качестве материала для динамических защит.

НЕЛИНЕЙНЫЕ ПРОЦЕССЫ КАК ДИАГНОСТИЧЕСКИЙ ПРИЗНАК ПРОЧНОСТИ И ПОРИСТОСТИ БЕТОННЫХ ИЗДЕЛИЙ НА ЛЕГКИХ ЗАПОЛНИТЕЛЯХ

Kabyzbekova U.M.

ENU of L.N.Gumileva, Astana E-mail: Otkir_45. @inbox.ru

NONLINEAR PROCESSES AS A DIAGNOSTIC SIGN OF DURABILITY AND POROSITY OF CONCRETE PRODUCTS ON EASY FILLERS

In given article is designed electric model of the repeating over and over again concrete mixture and by means of scheme technical of the analysis explored frequency features element, which nonlinear characteristic reveal itself on radio frequency. On result of the experimental studies is installed that, on measure of the reduction to moisture of the concrete conductivity have a complex nature, and her(its) possible present in the manner of vector of the complex resistance Z with angular factor?. As of scheme technical of the analysis possible to say that hodograph vector it is enough packed characterizes the process of the repeating over and over again as a whole and presents practical value in forecasting physic-mechanical characteristic of the concrete when change quantitative and qualitative composition and allows producing express checking.

Concrete, the di-electrician, high frequencies, control, durability, porosity, complex resistance, forecasting,

Известно, что прочность легкого бетона определяется не столько прочностью цементного камня, сколько прочностью заполнителя. Микро и макро структура цементного камня и состояние влаги в нем существенно влияет как на технологические свойства бетона так и на протекание химических реакции характеризующие степень гидратации [1]. Следует заметить что, в процессе твердения пористые заполнители интенсивно влияют на процесс твердения цементного теста, поглощая и отдавая влагу. Исследование кинетики формирования поровой структуры в процессе твердения цементного камня, а также выяснение взаимосвязи между процессом гидратации цементного камня и кинетикой развития его поровой структуры представляет большой научно-практический интерес, так как поровая структура в значительной мере определяет прочностные, фильтрационные и многие другие свойства бетонов. Образцы цементного камня одинаковой пористости, но содержащие разное количество гидратированной фазы, могут сильно различаться по прочности. Это обуславливается как развитием пор в сравниваемых образцах по форме и размерам, так и разным характером заполнения их цементным гелем, влияющим на площадь контактирования отдельных кристалликов друг с другом, в результате чего зависимость прочности цементного камня от пористости является нелинейной. Поскольку прочность цементного камня является функцией пористости, которая снижается во времени в результате зарастания начальных пор (количество которых связано с величиной V/C) [1], то следует обратиться к данным о процессе гидратации в начальные периоды твердения, где указанные свойства проявляют себя более отчетливо. Таким образом, можно повысить надежность информации о качестве бетона, совмещая данные об исходных материалах с данными о процессе гидратации, с учетом условия твердения. Кроме того, для практических нужд часто бывает необходимо применение методов позволяющих оценивать качество бетонных образцов или изделий до их затвердевания. Таковую оценку можно осуществить на основе измерений содержания в образцах химически связанной /ХСВ/ и физически связанной воды / свободной воды / /СВ/. Такие измерения представляют интерес для теории, так как начальная стадия гидратации легких бетонов почти не рассмотрена в

литературе. В связи с чем, в данной работе решаются две проблемы: во первых разработка экспрессного контроля твердения бетонных изделий и во вторых разработка методики неразрушающего контроля, на базе которых предложены прогнозирующие модели и программы.

В данной работе [4] для экспрессного исследования применен неразрушающий контроль, с использованием высокочастотного метода, основанный на измерение нелинейных свойств отдельных компонентов и новообразований, в частности диэлектрических структур, проявляющиеся на высоких частотах. По данным исследований электрофизических свойств процесса твердения бетона установлено, что с уменьшением влажности проводимость бетона имеет комплексный характер, так как после связывания большей части влаги, структура бетона представляет собой диэлектрик с распределенными внутри проводниками-зернами. Кроме того, уменьшение содержания свободной влаги обуславливает появление и рост емкостной составляющей характеризуемой токами смещения. После связывания большей части влаги структура бетона представляет собой диэлектрик с распределенными внутри проводниками-зернами, с остатками влаги в проводящих порах и с преобладанием реактивно - емкостной проводимости. Известно, что основным электрическим свойством диэлектриков является их способность к поляризации в диапазоне высоких частот электрического поля [5]. Внешнее сходство процессов происходящих при твердении бетонных структур с теми, которые происходят в диэлектриках, позволило в ряде случаев использовать общие идеи для построения модели явления. По мере химического связывания воды каналы (поры) разделяются диэлектрическими пробками кристаллогидратов и воздуха и ток проводимости убывает, убывают и индуктивные составляющие. Эти обстоятельства свидетельствует о том, что, твердение бетона можно представить в виде некоторой цепи с сосредоточенными параметрами из активного сопротивления (R) и реактивных (L и C), питаемым синусоидальным током. Исследование модели типа электрической цепи позволяет учитывать такие активные свойства, как проводимости диэлектрика (утечки, потеря в диэлектрике) [4]. Кроме того, на высоких частотах начинают проявлять себя емкостные составляющие характеризующие степень уменьшения свободной воды, то есть преобладание емкостной составляющей (X_c) над индуктивной (X_L). Основанием для представления подобной электрической цепи является степень совпадения результатов теоретического и экспериментального исследований цепи[3,4]. Таким образом, с уменьшением влажности бетона проводимость имеет комплексный характер и ее можно представить в виде вектора комплексного сопротивления Z с угловым коэффициентом. Следует заметить, что годограф вектора Z в фиксированных частотах достаточно полно характеризует процесс твердения в целом и представляет практическую ценность в прогнозировании физико-механических свойств бетона при изменении количественного и качественного состава. Исследование модели типа электрической цепи позволяет учитывать такие активные свойства, как проводимости диэлектрика (утечки, потеря в диэлектрике) [4]. Кроме того, на высоких частотах начинают проявлять себя емкостные составляющие характеризующие степень уменьшения свободной воды, то есть преобладание емкостной составляющей (X_c) над индуктивной (X_L).

Литература

1. Горчаков Т.И., Баженов Ю.М. Строительные материалы –Москва.:Стройиздат,1986.350 с
- 2.Верещагин И.К, Кокин С.М. и др. Физика твердого тела. Учебная пособия для ВТУЗов, Москва Высшая школа, 2001.212 с
3. Волков Ю.С., Гончаров И.В. Электротехника и электроника. – М.:Издательство ВЗПИ, 1992.236 с
4. Кабылбекова У.М. Прогнозирование прочности легких бетонных конструкций по их электрическим характеристикам на ранних стадиях
5. 7.Петров К.С. Радиоматериалы, радиокомпоненты и электроника. / К.С. Петров – Санкт-Петербург. – 2004.400с

БИОРАЗРУШЕНИЕ СМЕСЕЙ НА ОСНОВЕ ПОЛИЭТИЛЕНА И СЭВИЛЕНА С НАТУРАЛЬНЫМ КАУЧУКОМ

Колесникова Н.Н., Баранова А.В., Луканина Ю.К., Попов А.А.

Россия, Учреждение Российской Академии Наук Институт биохимической физики им.Н.М.Эмануэля
kolesnikova@sky.chph.ras.ru

BIODESTRUCTION OF POLYETHYLENE AND POLY (ETHYLENE-CO-VINYL-ACETATE) BLENDS WITH NATURAL RUBBER

Kolesnikova N.N., Baranova A.V., Lukanina Y.K., Popov A.A.

Low density polyethylene (PE), poly(ethylene-co-vinyl-acetate) (CEVA) and their composites with natural rubber (NR) were exposed to soil microorganisms for biodegradation under laboratory conditions. PE and CEVA as shown are resistant to microorganisms present in soil. Biodestruction intensity of composites depended on both blend composition and vinyl-acetate links content in copolymer.

При потере требуемых эксплуатационных характеристик изделия из полимерных материалов становятся отходами, требующими утилизации. Такие изделия как упаковочные материалы, тара, разовые медицинские изделия и посуда быстро превращаются в полимерный мусор, загрязняя окружающую среду.

Для решения данной проблемы большое внимание уделяется созданию и модификации полимерных материалов, утилизация которых возможна под воздействием микробиоты. С этой целью в качестве добавок к синтетическим полимерам используют природные компоненты, представляющие питательную среду для микроорганизмов. Наиболее актуальное значение имеет придание свойств биоразлагаемости крупнотоннажным промышленным полимерам, среди которых полиолефины, практически не подвергающиеся микробиологическому разложению.

В данной работе в качестве природной добавки использовали натуральный каучук - продукт растительного происхождения, изделия из которого подвержены микробиологическому разрушению.

Основу композиций составляли полиэтилен низкой плотности (ПЭ) марки 15803-020 и сополимер этилена с винилацетатом – сэвилен (СЭВА) с содержанием ВА-звеньев от 6 до 50 масс.%. Содержание НК в смесях с ПЭ составляло от 10 до 30 масс.%, а в смесях с СЭВА – 20 масс.%.

Композиции получали смешением измельченного НК и гранул полимеров на смесителе типа «Brabender» при температуре 140°C в течение 4 минут. Пленочные образцы получали прессованием с последующим быстрым охлаждением до комнатной температуры. Условия прессования подбирались таким образом, чтобы пленки не имели видимых дефектов и имели толщину 50 – 80 мкм.

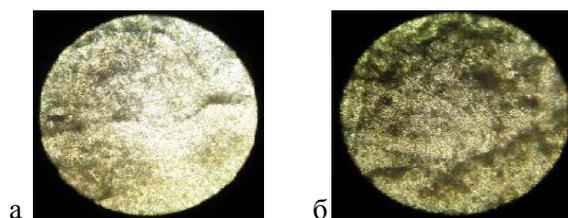
Биокоррозию пленочных материалов ПЭ/НК и СЭВА/НК исследовали при компостировании их во влажном почвогрунте. Образцы исследуемых материалов инкубировали в почве при температуре $22 \pm 3^\circ\text{C}$ в течение 3 месяцев. Наблюдения проводили в динамике раз в 1,5 месяца. В эти сроки проводили визуальную оценку (изменение цвета, потеря прозрачности), а также изменение массы композитов. Для характеристики образцов до и после компостирования использовали метод ИК-спектроскопии. Спектры полимерных пленочных образцов регистрировали с помощью ИК-Фурье спектрометра “PerkinElmer” в диапазоне $4500 - 450 \text{ см}^{-1}$. В спектре каучука полоса поглощения, проявляющаяся вблизи 840 см^{-1} , относится к С-Н колебанию группы $\text{C}(\text{CH}_3)=\text{CH}$, 1368 см^{-1} относится к С-Н колебанию CH_2 группы, поглощение при 1665 см^{-1} – к $\text{C}=\text{C}$ [1].

В ходе компостирования масса всех образцов уменьшалась. Наибольшие изменения наблюдались для НК, для которого потеря массы по истечении трех месяцев составила свыше 38 %.

Для образцов ПЭ/НК с 10 и 20 % НК уменьшение массы произошло за первые 1,5 месяца, а по истечении следующих полутора месяцев масса оставалась неизменной. Вероятно, в данных образцах НК закапсулирован внутри матрицы полиэтилена и труднодоступен для микроорганизмов и метаболитов.

Наибольшие видимые изменения и потеря массы композиций наблюдались на образце ПЭ/НК (70/30). Значительная потеря массы образца может быть связана с гетерогенностью системы и, тем самым, с более доступным проникновением влаги и метаболитов вглубь образца. На фотографиях

представлена структура ПЭ/НК (70/30) после полутора (а) и трех (б) месяцев выдержки образца в почве.



Изменение структуры образца может быть обусловлено образованием, как неровностей поверхности, так и дополнительных кристаллических областей, что подтверждается методом ДСК и связано со структурной реорганизацией некоторых неупорядоченных областей. Это определяется возникновением значительной сегментальной подвижности в результате появления дополнительного свободного объема, обусловленного уменьшением массы образца.

Для образцов ПЭ/НК с содержанием НК 20 и 30% наблюдали изменения в ИК спектрах после компостирования в течение 1,5 и 3 месяцев. Так, для полосы поглощения 836 см^{-1} , относящейся к С-Н колебанию группы $\text{C}(\text{CH}_3)=\text{CH}$, и 1368 см^{-1} , относящейся к С-Н колебанию CH_3 группы, наблюдается уменьшение оптической плотности

	t, месяцы	ПЭ/НК (80/20)	ПЭ/НК (70/30)
D_{836}/D_{1463}	0	0,092	0,1668
	1,5		0,1458
	3	0,085	0,1029
D_{1376}/D_{1463}	0	0,231	0,3409
	1,5		0,3097
	3	0,218	0,2448
D_{1663}/D_{1463}	0	0,043	0,0772
	1,5		0,0894
	3	0,047	0,1215

Это свидетельствует о расходовании каучука при компостировании смесей во влажной почве. Для полосы поглощения 1663 см^{-1} , наблюдается некоторый рост оптической плотности. Появление двойных связей может быть обусловлено происходящими деструктивными процессами с образованием низкомолекулярных продуктов или разрывом макромолекул.

Заметное влияние на уменьшение массы образцов СЭВА/НК после выдержки их в почве оказывает содержание ВА-групп в сополимере. Здесь значительный вклад вносят звенья винилацетата, которые с НК образуют пористую структуру и, тем самым, облегчают проникновение микроорганизмов в образец. В этом случае наблюдалось постоянное уменьшение массы с течением времени.

Таким образом, комплекс микробиоты, входящий в состав почвогрунта, вызывает биоконверсию исследуемых материалов. Наиболее активному разрушению материалов, измеряемому по убыли массы, подверглись образцы ПЭ/НК с содержанием НК 30% и СЭВА 50/НК с высоким содержанием ВА-звеньев.

Список литературы:

1.И.Дехант, Р.Данц, В.Киммер, Р.Шмольке. Инфракрасная спектроскопия полимеров. М.: Химия, 1976. С.367.

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ СБРОСОВ ПРОЧНОСТИ БЕТОНОВ ВО ВРЕМЕНИ ПО РЕЗУЛЬТАТАМ КРАТКОВРЕМЕННЫХ ИСПЫТАНИЙ

Кондращенко В.И.¹, Кесарийский А.Г.², Семак А.В.¹

¹Россия, Московский государственный университет путей сообщения
kondrashchenko@mail.ru

²Украина, ООО «Лаборатория комплексных технологий»
algeo@rambler.ru

FORECASTING OF CONCRETE RAPID STRENGTH DEGRADATION BY RESULTS OF SHORT-TERM TESTS

Kondrashchenko V.I., Kesariiskiy A.G., Semak A.V.

The approach of concrete strength degradation forecasting by results of their short-term compression tests has been worked out.

Поведение бетонов при воздействии нагрузок – силовых, температурных и др., во многом объясняют состоянием контактной зоны включений (плотных и пористых заполнителей) с цементно-песчаной матрицей. При этом не уделяется должного внимания роли неоднородности в них макроструктурных напряжений, обусловленной различием упруго-деформативных свойств матрицы и включений, учет которой необходим для понимания различия в поведении таких бетонов под нагрузкой (силовой и/или температурной).

Особенности поведения легких (на пористых заполнителях) и тяжелых (на плотных заполнителях) бетонов под нагрузкой устанавливали на основании зависимости прочности бетона от прочности матрицы – $R_{\sigma} = f(R_m)$, используемой в ГОСТ 9758 для определения марки пористого заполнителя по прочности (рис. 1). Ее применение обусловлено тем, что такая зависимость позволяет связать закономерности в изменении прочности растворной части бетона R_m , вызванные продолжающимися процессами твердения в сочетании с воздействием на нее (благоприятным или неблагоприятным) силовых и климатических факторов, с прочностью бетона R_{σ} .

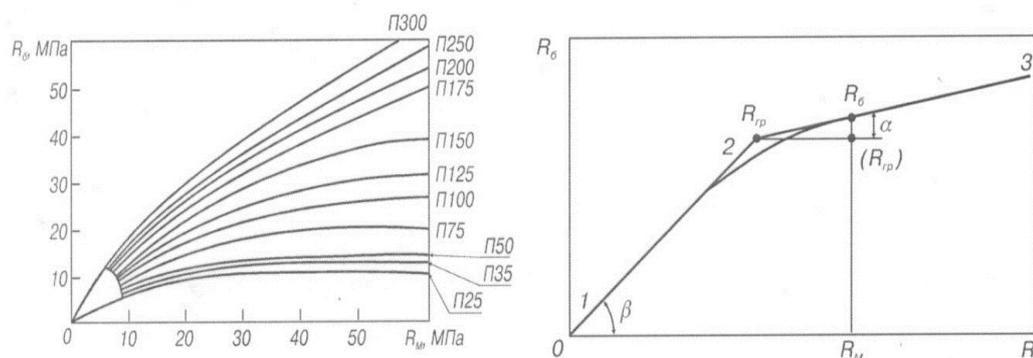


Рис. 1. Прочность легкого бетона R_{σ} в зависимости от прочности матрицы R_m и марки заполнителя по прочности П (по ГОСТ 9758)

Рис. 2. Схема зависимости $R_{\sigma} = f(R_m)$ 1, 3 – аппроксимация в I-й (отрезок $\overline{1,2}$) и II-й (отрезок $\overline{2,3}$) фазах; точка 2 – граничная прочность бетона

Зависимость $R_{\sigma} = f(R_m)$ аппроксимируем двумя прямыми с углами наклона к оси абсцисс в фазах I и II (по А.И. Ваганову) соответственно β и α (рис. 2). Точке пересечения этих прямых на оси ординат соответствует граничная прочность бетона R_{sp} .

Основные закономерности построения прямой, аппроксимирующей прочность бетона во II-й фазе, устанавливали на из анализа формулы, предложенной К. Веше и И.В. Вебер для определения прочности легкого бетона R_{σ} :

$$R_{\sigma} = R_m - (R_m - R_{cp})(1,14 - 0,6 \cdot 10^{-4} E_{\sigma}^{np}) \sqrt[3]{V_{\sigma}}, \quad (1)$$

и формулы для угла наклона этой прямой (при угле β , равном в среднем $\pi/4$):

$$\operatorname{tg} \alpha = 1 - (R_m - R_{\sigma}) / (R_m - R_{cp}), \quad (2)$$

где: R_m – прочность матрицы бетона; E_{σ}^{np} – предельное значение модуля деформаций включений; V_{σ} – объемная концентрация включений в бетоне.

Из (1) и (2) находим условия снижения прочности легкого бетона в виде системы неравенств: в I-й фазе

$$\Delta R_m < 0; \quad (3)$$

во II-й фазе

$$\left\{ \begin{array}{l} |\Delta R_m / \Delta \varepsilon_m^{np}| < |A E_{\sigma}^{np}|, \quad \text{если } \Delta R_{cp} < 0 \text{ и } \Delta R_m > 0; \\ \Delta \varepsilon_m^{np} < 0, \quad \text{если } \Delta R_{cp} < 0 \text{ и } \Delta R_m < 0; \\ |\Delta R_m / \Delta \varepsilon_m^{np}| > |A E_{\sigma}^{np}|, \quad \text{если } \Delta R_{cp} > 0 \text{ и } \Delta R_m < 0, \end{array} \right. \quad (4)$$

(здесь $A = (\operatorname{tg} \beta - \operatorname{tg} \alpha) / \operatorname{tg} \alpha \cdot \operatorname{tg} \beta$), из которой следует:

– изменение прочности тяжелого и в I-й фазе легкого бетона определяется изменением только прочности матрицы ΔR_m и поэтому всегда с ее снижением наблюдается и уменьшение прочности таких бетонов; при этом взаимосвязь между изменениями прочности бетона и прочности его растворной части (матрицы) устанавливается уравнением:

$$\Delta R_{\sigma} = \Delta R_m \cdot \operatorname{tg} \beta; \quad (5)$$

– изменение во II-й фазе прочности легкого бетона определяется отношением приращений ее прочности к предельным относительным деформациям $\Delta R_m / \varepsilon_m^{np}$, так как для фиксированного состава бетона $A E_{\sigma}^{np} = \text{const}$.

Анализ полученных зависимостей позволил установить, что:

– снижение прочности матрицы не приводит к снижению прочности бетона на пористых заполнителях, если при этом приращение ее предельных относительных деформаций составит величину

$$|\varepsilon_m^{np}| > |\Delta R_m / (A \cdot E_{\sigma}^{np})|; \quad (6)$$

– увеличение во времени прочности матрицы будет сопровождаться снижением прочности бетона на пористых заполнителях, если при этом уменьшение ее предельных относительных деформаций удовлетворяет неравенству

$$|\varepsilon_m^{np}| < |\Delta R_m / (A \cdot E_{\sigma}^{np})|; \quad (7)$$

– одновременное снижение R_m и ε_m^{np} всегда вызывает снижение прочности бетона на пористых заполнителях, а для бетона на плотных заполнителях достаточно и снижения только прочности матрицы R_m .

Выявленные закономерности объясняются ролью крупного заполнителя в формировании макроструктурных напряжений в бетоне и степенью их неоднородности. В тяжелом и в I-й фазе для легкого бетона модуль упругости включений E_{σ} выше модуля упругости матрицы E_m . Поэтому снижение E_m всегда будет сопровождаться увеличением неоднородности макроструктурных напряжений в бетоне σ_{η} и снижением его прочности.

Во II-й фазе для легкого бетона $E'_e \leq E'_m$. Поэтому, если уменьшение прочности матрицы R_m сопровождается снижением σ_η или ее увеличением, но ниже предельного значения, определяемого условием (6), то при этом не наблюдается снижения прочности бетона; в тоже время если увеличение R_m приводит к росту σ_η или ее снижению, но не выше предельного значения, определяемого условием (7), то будет наблюдаться снижение прочности легкого бетона; одновременное снижение R_m и σ_η всегда приводит к снижению прочности бетона на пористых заполнителях.

Влияние структурной неоднородности на поведение компонентов макроструктуры бетона под нагрузкой было подтверждено методами голографической интерферометрии.

НЕЛИНЕЙНЫЕ ЭФФЕКТЫ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИИ СТРОИТЕЛЬНЫХ КОМПОЗИТОВ

Королёв Е.В., Смирнов В.А., Гришина А.Н.

Россия, Московский государственный строительный университет, KorolevEV@mgsu.ru

NONLINEAR EFFECTS IN DEFORMATION AND DESTRUCTION OF CONSTRUCTION COMPOSITES

Korolev E.V., Smirnov V.A., Grishina A.N.

Abstract

There are several nonlinear effects observed during the load process of constructional composites. One of them reflects the fact that “constant-volume” deformation is non-linear itself (i.e. “Poisson ratio” is the parameter which is defined only for infinite small deformations); another one caused by heterogeneous structure of composite.

Как правило, при определении деформативных характеристик строительных композитов, являющихся упруго-пластичными телами, производится измерение деформации в одном направлении. Анализ получаемых диаграмм «нагрузка – деформация» не позволяет выявить характерные особенности разрушения и установить структурные преобразования материала.

В соответствии с [1] нахождения модуля упругости и коэффициента Пуассона бетона производятся при значении нагрузки 30% от разрушающей, причём результаты измерения деформаций в двух взаимно перпендикулярных направлениях используются только для определения коэффициента Пуассона.

Очевидно, что получение более полной информации о процессе деформирования и разрушения возможно при:

– измерении деформаций материала в двух взаимно перпендикулярных направлениях;

– выполнении анализа зависимости $\varepsilon_b = \varepsilon_b(\varepsilon_h)$ (где ε_b и ε_h – деформации в поперечном и продольном направлениях, соответственно) с учётом нелинейных эффектов.

Запишем равенство, справедливое при условии постоянства объёма деформируемого тела:

$$(1 + \varepsilon_b)^2 (1 - \varepsilon_h) = 1 \quad 1$$

при правиле знаков $\varepsilon_b \varepsilon_h \geq 0$ (соответствует $\varepsilon_b = \frac{b - b_0}{b_0}$, $\varepsilon_h = \frac{h_0 - h}{h_0}$; h – высота, b^2 – поперечное сечение призмы).

Из (1) можно получить явную зависимость поперечной деформации от продольной:

$$\varepsilon_b = \frac{1}{\sqrt{1 - \varepsilon_h}} - 1 \quad 2$$

В свою очередь, из (2) можно сделать ряд выводов, существенных для анализа процесса деформирования. Прежде всего, заметим, что зависимость (2) – нелинейная, указывающая на сложный характер деформирования тела (рис. 1).

Разложив (2) в ряд по степеням ε_h , получим:

$$\varepsilon_b = \frac{1}{2}\varepsilon_h + \frac{3}{8}\varepsilon_h^2 + \frac{5}{16}\varepsilon_h^3 + \frac{35}{128}\varepsilon_h^4 + \frac{63}{256}\varepsilon_h^5 + \dots \quad 3$$

Коэффициент $\nu = \frac{1}{2}$ в первом слагаемом есть коэффициент Пуассона (материала, объём которого в процессе деформирования остаётся постоянным). Вторым и последующими слагаемыми при $\varepsilon_h \ll 1$ пренебрегают; тем не менее, уже из (3) следует, что одно лишь значение коэффициента Пуассона не может полностью охарактеризовать поведение деформируемого тела.

Другим источником нелинейности является сложная гетерогенная структура строительных композитов. Известно [2], что для наиболее распространённых строительных композитов – бетонов на минеральном вяжущем – зависимость относительного изменения объёма от приложенного механического напряжения при одноосном сжатии имеет единственный минимум (рис. 2). На данной зависимости можно выделить участки: I – участок упругой работы; II – участок упруго-пластической работы, сопровождающейся уменьшением объёма материала; IV, V – участки разрушения. Необратимые процессы протекают уже на участке III. На участке IV под влиянием локальных концентраций напряжений происходит образование микротрещин, их рост, и на участке V – объединение микротрещин в магистральную трещину. Процессы разрушения на участках IV и V сопровождаются «кажущимся [2]» (т.е. обусловленным нарушениями сплошности) увеличением объёма материала. Данные положения подтверждаются кинетикой сигналов акустической эмиссии (АЭ), возникающей при одноосном сжатии строительного композита (рис. 3).

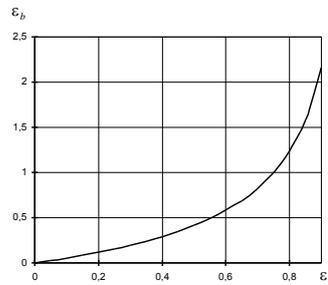


Рис. 1. Зависимость поперечной деформации от продольной ($V = const$)

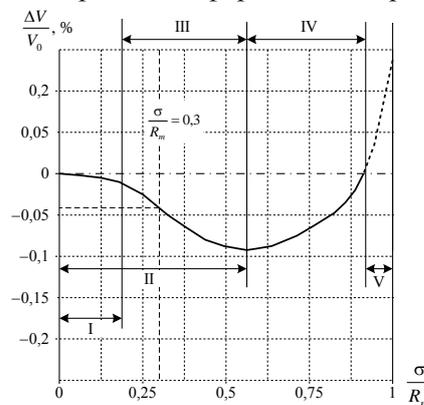


Рис. 2. Зависимость относительного изменения объёма композита от напряжения

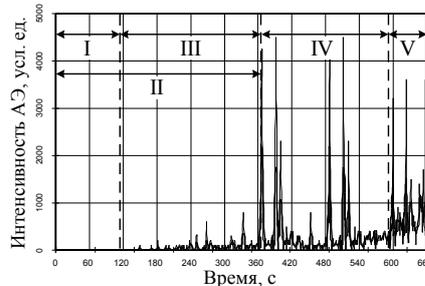


Рис. 3. Кинетика АЭ при одноосном сжатии композита

На участке I (упругой работы) не происходит зарождения дефектов, поэтому АЭ на этом участке не регистрируется. Зарождение микродефектов на участке III сопровождается непрерывной эмиссией малой интенсивности (интегральная АЭ на участке II сравнительно невелика). Развитие дефектов на участке IV сопровождается импульсной АЭ высокой интенсивности, на которую на участке V накладывается интенсивная непрерывная АЭ.

Записанное выше равенство (1) выражает постоянство объема при нагружении. Как свидетельствует рис. 2, для реальных материалов во всем диапазоне напряжений (1) не выполнено. При этом участки I...IV на рис. 2 определяются условием:

$$(1 + \varepsilon_b)^2 (1 - \varepsilon_h) \leq 1 \quad 4$$

Участок V определяется условием:

$$(1 + \varepsilon_b)^2 (1 - \varepsilon_h) \geq 1 \quad 5$$

На участке II справедливо:

$$\frac{d}{d\sigma} ((1 + \varepsilon_b)^2 (1 - \varepsilon_h)) \leq 0 \quad 6$$

Для участков IV и V выполнено:

$$\frac{d}{d\sigma} ((1 + \varepsilon_b)^2 (1 - \varepsilon_h)) \geq 0 \quad 7$$

Таким образом, при исследовании структурных преобразований материала под нагрузкой методически правильным является непрерывное измерение деформации в двух взаимно перпендикулярных направлениях (идентифицировать характерные участки нелинейной работы материала позволяют условия (4)...(7)).

Дополнительную информацию, упрощающую идентификацию стадий работы материала при нагружении, можно получить при регистрации кинетики АЭ (требуется надлежащая предварительная подготовка образца).

Литература

- ГОСТ 24452-80. Бетоны. Методы определения призмочной прочности, модуля упругости и коэффициента Пуассона. – М.: Изд.-во стандартов, 1982.
- Берг О.Я. Физические основы прочности бетона и железобетона. – М.: Госстройиздат, 1962. – 96 с.

ПРЕДРАЗРУШЕНИЕ И МИКРОСТРУКТУРНАЯ ДЕЗИНТЕГРАЦИЯ ГОРНЫХ ПОРОД ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

Кочанов А.Н.

Россия, Учреждение Российской академии наук Институт проблем комплексного освоения недр РАН, e-mail: kochanov@mail.ru

PREFAILURE AND MICROSTRUCTURE DISINTEGRATION ROCKS AT DYNAMICAL LOADING

Kochanov A.N.

The paper presents results of experimental study are resulted according to properties and a state of rocks after explosive influence. Quantitative particle size distribution in a range 0,3 - 10 microns were obtained by usage of laser particle size spectrometry after explosive destruction of rocks' samples.

Общие закономерности поведения геоматериалов при статическом и динамическом воздействии связаны со стадийностью процесса разрушения: необходимо различать конечную стадию – образование отдельных фрагментов и частиц (дезинтеграция) и начальную стадию – зарождение и развития микронарушений (предразрушение). Разрушение горных пород взрывом это динамических процесс, в реализации которого вносят существенный вклад волны напряжений, обуславливая множественные, локальное развитие микродефектов. Процесс взрывного

предразрушения существенно зависит от амплитуды и времени действия волн напряжений, а также от степени неоднородности среды.

Проведенными нами исследования, по оценке изменений прочностных и упругих свойств в результате взрыва на образцах песчаника, методика и результаты которых подробно описана в работах [1,2], показали, что их изменения свойств могут наблюдаться на расстояниях в 150-200 раз превышающих радиус заряда. На рис 1(а) представлено распределение значений скорости продольных волн в образце песчаника до взрывного воздействия при ультразвуковых измерениях в точках с координатами 1, P1.....12, P7 по сетки с шагом перемещения датчиков равным 3 см. Рис 1 (б) отражает распределение значений скоростей продольных волн после взрыва. Заряд ВВ располагался в центре образца условно в точке с координатами 6, P4 и подбирался с таким расчетом, чтобы не было видимых макронарушений образца. После взрыва можно выделить зону интенсивной микротрещиноватости ($C_p=2000-3000$ м/с), зону слабой микротрещиноватости ($C_p= 3000-4000$ м/с), зону с неизменными в результате взрыва свойствами ($C_p = 4000-5000$ м/с).

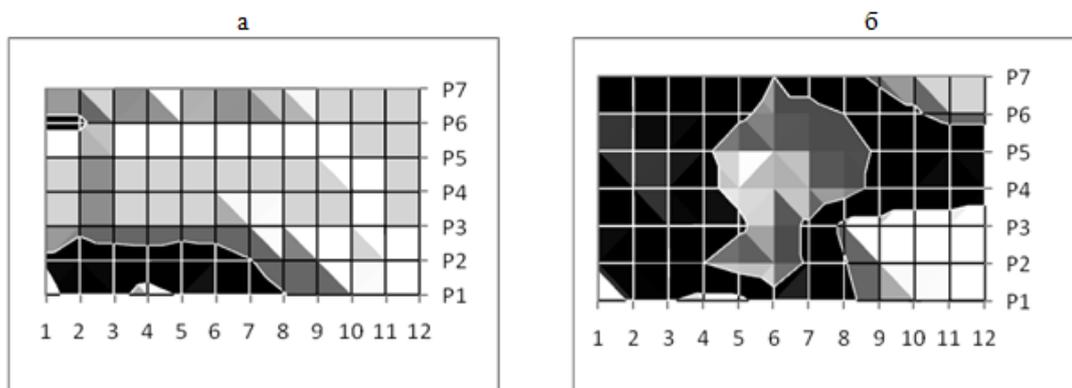


Рис. 1. Распределение значений скорости продольных волн в образце песчаника до (а) и после взрыва (б): ■-2000-3000 м/с; ■-3000- 4000 м/с; □-4000-5000 м/с.

При взрывном воздействии на горные породы, имеющие различную степень неоднородности и анизотропию свойств, характер нарушений, как показывают эксперименты, может иметь достаточно сложное распределение в зависимости от расстояния от заряда по различным направлениям. Учесть это распределение возможно с помощью предлагаемого показателя в работе[2], зная, например, до взрыва распределения значений скорости продольных волн.

Цель другой серии экспериментов является изучение закономерностей микроструктурной дезинтеграции и оценка размеров образовавшихся микрочастиц. Проведение экспериментов по взрывному воздействию с использованием ампул сохранения описано в работе [3]. После извлечения из ампул образцы представляли прессованную порошкообразную массу. С помощью электронной микроскопии получено изображение микрочастиц после взрывного разрушения образцов при увеличении в 100^x (рис.2).

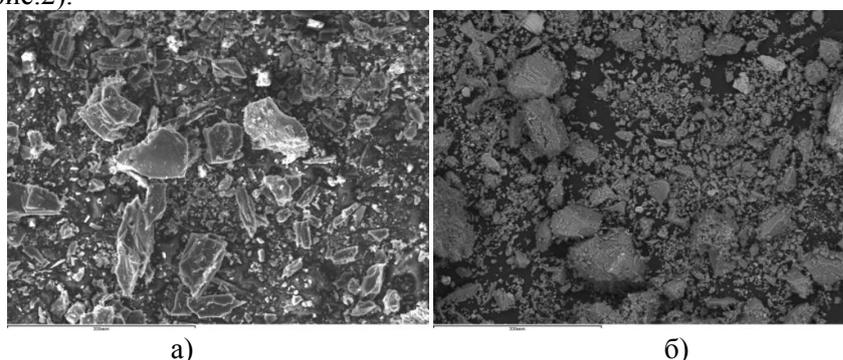


Рис.2. Электронно-микроскопический снимок микрочастиц антрацита (а) и гранита (б) после взрывного разрушения образцов

Для оценки дисперсного состава частиц использовалась методика, разработанная в РНЦ «Курчатовский институт»[4]. Результаты экспериментов представлены в таблице. Нижний предел значений 0,3 мкм определяется техническими возможностями лазерного счетчика частиц.

Таблица. Распределение частиц (%) по размерам при взрывном разрушении образцов горных пород по данным лазерной спектроскопии размеров частиц

Геоматериал	Диапазон, мкм					
	0,3	0,5	1,0	3,0	5,0	10,0
Антрацит	45,1	30,2	22,9	1,0	0,7	0,1
Мрамор	5,3	5,0	3,2	13,4	43,2	29,9
Гранит	10,1	15,4	44,6	25,4	4,5	0

Содержание частиц размером 0,3-0,5 мкм для образцов мрамора и гранита составляет от общего их количества 5-10%, а преобладают частицы размером 1-5 мкм. Для антрацита содержание частиц размером 0,3-0,5 мкм достигает 75%. Распределение субмикронных частиц по размерам определяется минеральным составом и структурными особенностями образцов горных пород и может являться их паспортной характеристикой.

По мере накопления знаний в области микроструктурной дезинтеграции и предразрушения при взрывном воздействии появляется возможность использования новых закономерностей для решения задач взрывного разрушения горных пород как неоднородных сред, а также для создания технологий, снижающих опасные последствия сверхтонкого разрушения,

Литература:

1. Кочанов А.Н. Исследование особенностей эволюции микродефектов при взрывном разрушении горных пород / Инженерная физика- 2007-№6

2. Викторов С.Д., Кочанов А.Н., Одинцев В.Н. Предразрушение горных пород при квазистатическом и динамическом нагружении / Сборник трудов Первой международной конференции «Деформация и разрушения материалов» - ИМЕТ им. А.А.Байкова РАН.. – 2006.- т.2

3. Викторов С.Д., Кочанов А.Н. Микроструктурные изменения образцов горных пород в результате прохождения ударных волн / Сборник трудов Второй конференции международной конференции «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов» ИМЕТ им. А.А.Байкова РАН.- 2007

4. Александров П.А., Калечиц В.И., Шахов М.Н. Исследование генерации частиц при малоцикловом механическом нагружении металлических образцов/ Сборник трудов «Научная сессия МИФИ»- М.: МИФИ.-2004.-т.9

КВАНТОВО – ХИМИЧЕСКИЙ РАСЧЕТ РАЗРУШЕНИЯ СТРУКТУРЫ НЕФТЯНОГО АСФАЛЬТЕНА ЭЛЕКТРОГИДРАВЛИЧЕСКИМИ РАЗРЯДАМИ В ЖИДКОСТИ

Кусаинов К., Байкенов М.И., Сатыбалдин А.Ж.

*Казахстан, Караганда, Карагандинский государственный университет им. Е.А.Букедова,
ayanbergen@mail.ru*

At the last years interest to energetically influence on material for the reason change their characteristic remains stable high. With provision for the individual particularities material and at right choices of the type of the influence possible without observable external energy expenses переставить his (its) structure in necessary direction. As such influence, controlling structure material is used electrohydroinfluence influences on oil. Herewith relatively easy effects are reached on increase упорядоченность nuclear to structure

Нефтяной асфальтен - это наиболее высококонденсированная, высокоароматизированная часть тяжелой нефти. Среднее число ароматических циклов 4 – 7, циклопарафиновых 1 – 2. Алкильные заместители короткие и средние C1 – C6. В нефтяном асфальтене присутствуют идентифицированные гетероциклы кислорода, серы, азота, сульфиды, кетонные, фенольные, спиртовые, карбокислотные группы, порфириновые и непорфириновые комплексы, а также хиноидные циклы и лактоны.

Квантово-химические расчеты основного состояния молекулы асфальтена выполнены неэмпирически в ограниченном варианте метода Хартри-Фока (ОХФ, англ. RHF) в базе 3-21G(d) с оптимизацией геометрии в полуэмпирическом приближении PM3 (программный комплекс Gaussian 03).

Пространственная конфигурация асфальтена включает ароматические, циклические и гетероциклические кольца.

Молекула асфальтена имеет чрезвычайно сложное строение.

На рисунке 1 представлена структурная формула молекулы нефтяного асфальтена и взаимная ориентация части молекулы нефтяного асфальтена

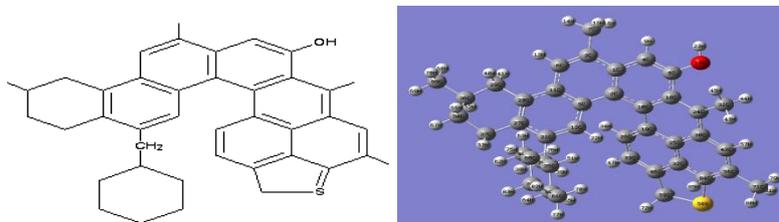


Рисунок 1 – Структурная формула молекулы нефтяного асфальтена и взаимная ориентация части молекулы нефтяного асфальтена

Пространственная конфигурация асфальтена включает ароматические, циклические и гетероциклические кольца и, как видно из рисунка 1 правая и левая части молекулы ориентированы относительно друг друга под углом $\sim 45-50^\circ$.

Нумерация атомов соответствует модели для полуэмпирических и неэмпирических расчетов.

Оптимизированная PM3-структура использована для расчетов в базе 3-21G(d), т.к. присутствие атома серы в составе молекулы требует учета d-орбиталей, что возможно в рамках неэмпирических расчетов. Поэтому дальнейшее обсуждение проводится с помощью данных расчета методом RHF/3-21G(d).

Одним из дальнейших превращений асфальтена является гидрирование молекулы воздействием электрического разряда в жидкой углеводородной среде. Поскольку реакция гидрирования ступенчатая, то для предварительного изучения нами рассмотрено непосредственное присоединение радикала (атома) водорода к асфальтену. Атом водорода – электрофильный реагент. Его присоединение к изучаемой молекуле должно происходить, по-видимому, к ненасыщенной ароматической части асфальтена. Для определения направления атаки применили приближение граничных орбиталей. На рисунке 2 приведены соответственно ВЗМО (верхняя занятая молекулярная орбиталь) и НСМО (нижняя свободная молекулярная орбиталь) асфальтена.

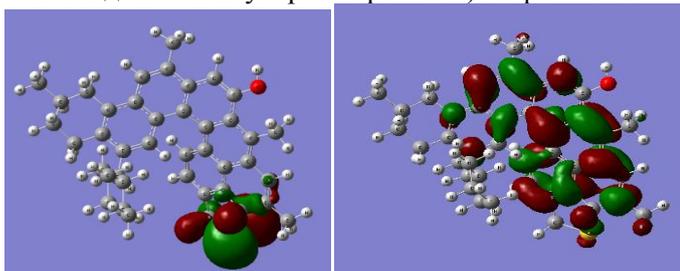


Рисунок 2 - Верхняя и нижняя занятая молекулярная орбиталь асфальтена

Энергия орбитали радикала водорода составляет -0.11747 а.е. Энергия НСМО асфальтена равна 0.06663 а.е. Небольшая разница энергий позволяет предположить взаимодействие этих орбиталей. Однако вследствие малости энергетических интервалов близлежащие орбитали также могут взаимодействовать с атакующим электрофилом. Следовательно, число атомов – центров атаки может быть больше.

Нами проведен расчет изменения энергии системы при приближении атома водорода к реакционному центру C10 (выбран с учетом больших весовых коэффициентов молекулярной орбитали) молекулы с шагом $0,5$ и $0,1$ Å.

Электронная конфигурация системы асфальтен – радикал водорода содержит 313 электронов, из которых, согласно неэмпирическому расчету, 157 электронов со спином альфа и 156 электронов со спином бета, что соответствует 156-ти двукратно и одной однократно заполненным молекулярным орбиталям. Благодаря выбору расчетного метода ROHF/3-21G(d) проблемы чистоты спинового состояния не возникало. Степень чистоты спинового состояния оценивалась по величине квадрата спина, который равен 0,75 для дублета.

На рисунке 18 приведен профиль поверхности потенциальной энергии (ПППЭ) реакции гидрирования нефтяного асфальтена. Из рисунка 18 видно, что энергия повышается при уменьшении расстояния между Н и С10 до 1,4 Å, затем падает и снова повышается. В точке 1,2 Å наблюдается минимум, соответствующий образованию нового нефтяного радикала.

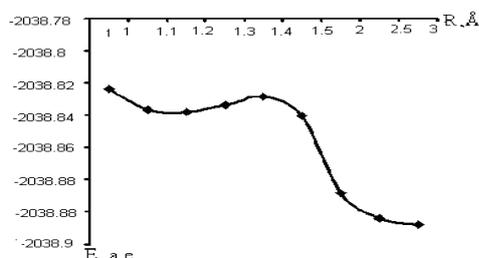


Рисунок 18 – Профиль поверхности потенциальной энергии реакции гидрирования нефтяного асфальтена

Таким образом, рекомбинация нефтяного асфальтена с атомом водорода, являющимся свободным радикалом 1-го типа, очевидно, будет происходить по местам избыточной спиновой плотности. При попытке квантово-химического расчета такой системы оптимизация геометрии приведет к раскрытию гетероцикла.

Приведенные выше квантово-химические расчеты подтверждают, что реакция гидрирования нефтяного асфальтена начинается с атаки атомом водорода (свободный радикал 1-го типа) полиароматического гетероцикла, который содержит атом серы, азота или кислорода.

Список литературы:

1. Байкенов М.И. Каталитическая гидрогенизация угля и тяжелой нефти: автореф. дис... д – ра хим наук. – Алматы, 1999. – С. 114-121.
2. Frisch M.J., Trucks G.W., Schlegel H.B. et al. Gaussian 03, Revision A.1, Gaussian Inc., Pittsburgh PA, 2003.
3. Norman R.O.C., Gilbert B.C. Advances in Physical Organic Chemistry, V. 5, N.Y.-London, 1967. P. 53.

РАЗРУШЕНИЕ И ИЗМЕЛЬЧЕНИЕ МАТЕРИАЛОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ЭЛЕКТРОГИДРОИМПУЛЬСНОЙ ТЕХНОЛОГИИ

Кусаинов К., Нусупбеков Б.Р., Шаймерденова К.М., Хасенов А.К., Нусупбеков А.Б.

*Казахстан, Караганда, Карагандинский государственный университет им.Е.А.Букетова
ayanbergen@mail.ru*

DESTRUCTION AND GROWING OF MATERIALS SHALLOW WITH THE USE OF ELECTRICHYDROEMPULSE OF TECHNOLOGY

Kusaynov K., Nusupbekov B.R., Shaimerdenova K.M., Hasenov A.K., Nusupbekov A.B.

*Kazakhstan, Karaganda, Karaganda State University named after E.A.Buketov
ayanbergen@mail.ru*

Possibilities of destruction and growing of materials shallow are in-process examined with the use of electrichydroempulse technology. The features of the investigated materials are marked. The offered method is most acceptable in productive terms, because provides intensive destruction and growing of vollastonite ore and

metallurgical silicon shallow. The got results are of interest, both from the scientific and from practical point of view.

Быстрое развитие важнейших направлений научно-технического прогресса в последние годы потребовало создания новых материалов с нетрадиционными свойствами и - как следствие - новых методов их обработки. Поэтому к природному минералу – волластониту и металлургического кремния привлечено особое внимание.

На территории Центрального Казахстана добывают редкий и уникальный по своим природным свойствам природный минерал – волластонит. Волластонит является экологически чистым заменителем асбеста и волокнистого талька. Благодаря своим качествам, позволяет частично заменить диоксид титана в различных отраслях промышленности. Как мелко, так и крупноразмерные сорта волластонита доступны в силикатной и органосиликатной обработке для улучшения совместимости с органическими матрицами. На практике измельченный минерал волластонита в виде фракций определенных размеров, применяется в асбоцементной, резинотехнической, бумажной промышленности, для производства теплоизоляционных материалов [1, 2].

Следующий исследуемый материал – кремний. Наиболее перспективным видом преобразования солнечной энергии в электрическую являются фотоэлектрические станции с элементами на основе кремния, КПД которых достигает 15%.

В настоящее время в год производится более 23 тыс. тонн полупроводникового кремния, две трети этой массы потребляет индустрия микроэлектроники и только 20% остается на фотоэнергетику и спрос достигает 5–6 тыс. тонн в год при предложении 2300 тонн [3, 4].

Для оптимального решения проблем, связанных с дроблением и измельчением волластонита и металлургического кремния, в лаборатории Гидродинамики и теплообмена кафедры инженерной теплофизики им. профессора Ж.С.Акылбаева Карагандинского государственного университета им. Е.А.Букетова была разработана и собрана рабочая часть электрогидроимпульсной установки [5].

Опыты на электрогидроимпульсной установке проводились при различных значениях энергии разряда (W), емкости конденсаторной батареи (C), межэлектродного расстояния на коммутирующем устройстве (l_p) и частота следования импульсов. Подводимое значение напряжения на коммутирующее устройство регулировали от 20 до 30 кВ.

На следующих рисунках (рис.1, 2) представлены результаты лабораторных испытаний, проведенных при различных значениях энергии разряда на коммутирующем устройстве.

Анализируя полученные результаты можно сделать следующий вывод: самым оптимальным значением межэлектродного расстояния на коммутирующем устройстве является $10^{-3} м$, и диаметр фракций, подвергающийся наиболее интенсивному разрушению равен $d_{фр} = 10^{-3} м$, степень измельчения возрастает с увеличением удельной энергии, вводимой в канал разряда, что объясняется тем, что в структуре вещества сначала образуется сеть микротрещин на пути прохождения ударной волны, которая и создает сплошное напряженное состояние. В результате воздействия серий импульсов длительностью (10-5÷10-4с) на твердые фракции на начальном этапе накапливаются пластические деформации, которые с одной стороны как бы увеличивают его прочность, а в зонах дефектности структур возникают напряжения, разрушающие материалов. При электрогидравлическом воздействии на твердые вещества в водном растворе интенсивность процесса измельчения усиливается в результате воздействия дополнительного давления, связанного с кавитацией. Действительно, на каждой твердой частице возникает кавитационная микрополость, которая схлопываясь усиливает механическое воздействие.

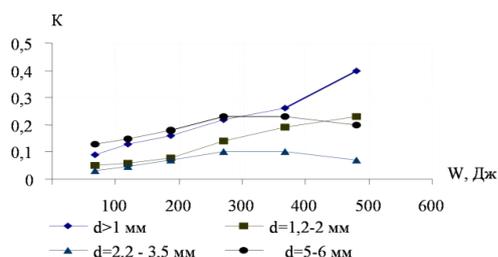


Рисунок 1. Зависимость степени измельчения волластонита от энергии разряда:

$$C=0,4 \text{ мкФ}, d_{фр}=5\div 6 \text{ мм}$$

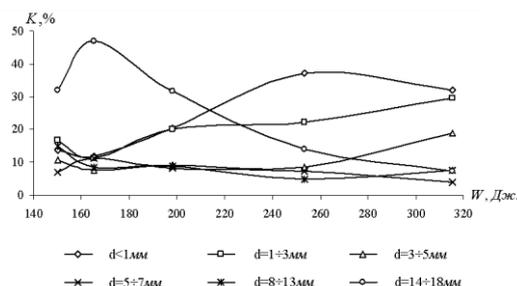


Рисунок 2. Зависимость степени измельчения кремния от энергии разряда на коммутирующем устройстве

Технологический процесс электрогидроимпульсная технология легко поддается автоматизации, для обслуживания не требуется большого числа высококвалифицированных рабочих.

Список использованных источников:

1. Национальный Предпатент РК на изобретение № 17856 от 15.08.2006 г. (бюл. № 10 от 16.10.2006 г.). Электрогидравлический способ измельчения волластонитовой руды. Авторы К.Кусаиынов, Б.Р.Нусупбеков, А.С.Нығыманова, А.Мурзагалиева.

2. Черноглазова Т.В. Волластонит и его применение в промышленности. – Алматы: АО Алаш, 1999.

3. Немчинова Н.В. Бельский С.С., Красин Б.А. Высокоочищенный металлургический кремний как базовый элемент для солнечной энергетики // Успехи современного естествознания. – М., 2006 – № 4. – С.56-57.

4. Nusupbekov B.R. Shaimerdenova G.M. Kusainova D.K. Dynamics of destruction and formation of structures in the process of electroimpulse processing of silicium minerals. Eurasian Physical Technical Journal. – 2008. – Vol.5. – №1(9). – P24-28.

5. Нусупбеков Б.Р. Электрические характеристики электрогидроимпульсной установки для дробления руды. Материалы международной научно-практической конференции "Актуальные проблемы горно-металлургического кешеніа Казахстана" (6-7 декабря 2007 г.) / КарГТУ. Караганда. – 2007.

IMPROVING TECHNOLOGY OF THE ELECTRO-PROCESSING COAL

Kusaiynov K., Sakipova S.E., Alpysova G.K., Akhmerova K.E.

Kazakhstan, Karaganda State University named after E.A. Buketov, kappas090108@mail.ru

In work influence of electrohydroimpulse processing on structure and quality of watercoal mixtures is investigated. By means of a linearization of the nonlinear equation of an electrodischarge circuit the estimation of parameters of the category is carried out. Change of properties of a watercoal mixture, including, moistness, cinderness, heat of combustion, after electrohydroimpulse processing is studied. It is shown that the given method allows to combine process of crushing of coal and receiving of watercoal mixtures with set of thermophysical properties.

Development of the industry and technologies puts a problem of creation of the effective technologies which working out is impossible without use of new materials with the set or steered properties. Modern achievements in the field of materials technology show that now it has become possible to forecast of properties of new combinations, durability of constructional elements even in difficult operation conditions. Use of the electric discharge in the water, known as electrohydraulic effect, as a source of a high pressure and temperature opens essentially new prospects before materials technology. Arising shock waves allow to extend limits of used pressure to ten millions of atmospheres, and temperatures - to tens thousand degrees.

The physical phenomena which accompany such discharge, are on a meeting point of physic of low temperature plasma, physicists of high densities of energy, thermophysics of liquids and electrodynamics. Practice shows that electroimpulse methods of processing of materials allow to process firm, difficultly deformable materials, intensify many technological processes, influence structural changes in materials.

Electrohydraulic installation consists of the control board, the highvoltage generator of pulse pressure switching the devices with the safety system and the working port where crushing of coal powders is made. In installation there is a conical chamber in volume $1,5 \cdot 10^{-3} \text{ m}^3$ in which the linear system of electrodes is installed. The positive electrode is located vertically, and the bottom of the metal chamber serves as a negative electrode. The energy accumulated in the condenser is transferred by the help of the switching device to a working interval in a liquid, creates the electrohydraulic discharge. The form and duration of the pulse current which is passing on a discharge circuit of the generator, depends on parameters of charging and discharging circuits. The generator of pulse currents is characterized by an output voltage up to $(50 \pm 0.1) \cdot 10^3 \text{ V}$ and a current $(0.1 \pm 0.05) \text{ A}$. Depending on parameters of a circuit duration of the electric discharge in a liquid can change from 10^{-5} to 10^{-3} s .

In the carried out experiments influence of electric parameters of a discharge circuit on duration of impulses was studied at various values of capacity C of accumulators of energy – condensers, at several values of interelectrode distance l in a steered discharge switch. For investigation of dynamics of signals the digital oscillograph Velleman PCS-500 switched with the computer with corresponding software PC Lab-2000 is used. As a working environment water coal mixtures (WCM), subjected to electrohydraulic processing are used.

As the discharge port is a consumer of energy and simultaneously an uncontrollable nonlinear element of an electrodischarge circuit, its electric characteristics depend on parameters of a circuit and influence these parameters, providing an interconsistency of the phenomena. For receiving of possibility of steering the parameters of process for the purpose of the most effective transformation of energy it was necessary to establish functional connection between characteristics of a discharge circuit and plasma parameters.

While formation of the electric discharge in a liquid energy allocation occurs during enough short time interval. The powerful high-voltage electric impulse with abrupt front causes the various physical phenomena, such as occurrence of ultrahigh pulse hydraulic pressure, electromagnetic emission in a wide waveband, the cavitation phenomena. All these factors render various physical and chemical influences on a liquid and disperse particles being in it. Directly the water environment, in which there is a high-voltage electric discharge, is the transformer of the energy allocated in the port of the discharge.

In connection with increase of a share of low-grade coals in world fuel energetic balance, the working out and introduction of new power saving up technologies of processing and decrease of harmful dustgaseous blowouts at these burning are of great importance. This point in question decision gets a special urgency for Kazakhstan possessing rich deposits of low-grade coal. Application in the industry and energetics of low-grade coals without preliminary processing is not expedient, but improvement of consumer properties, as well as manufacture of new materials and alternative fuel, is possible only after technological processing of raw products.

Investigations on working out of technology of reception and use of watercoal suspension (WCS) or water coal fuel (WCF) are actual. Thus coal is split up and crushed into tiny fractions. Known methods of coal processing in a mechanical way or vibrowave method on operating plants aren't effective, as being labor-consuming, demand the great expenses of energy and aren't non-polluting. The method of electrohydraulic processing of water suspensions of minerals and coals used in given work allows to receive a powder (mixture) with the certain sizes of firm fractions quickly and with the minimum expenses, to change its structure and characteristics, and on its basis to create materials with the set properties, and also simultaneously to lower environmental contamination. Owing to small compressibility of water the blowout of energy as a result of the electric discharge leads to quick growth of pressure. At passage of a powerful impulse to the liquid heterogeneous environment the voltage failure accompanied by hydraulic blow which splits up is created and crushes firm fractions. The electric hydropulse mode of crushing allows to regulate granulometric structure of a ready product with the raised selectivity. For crushing coals definition of time of processing, optimum value of interelectrode distance and corresponding value of energy of the category on the switching device was important. Experiments were carried out in water mixtures of coal powders of various sorts.

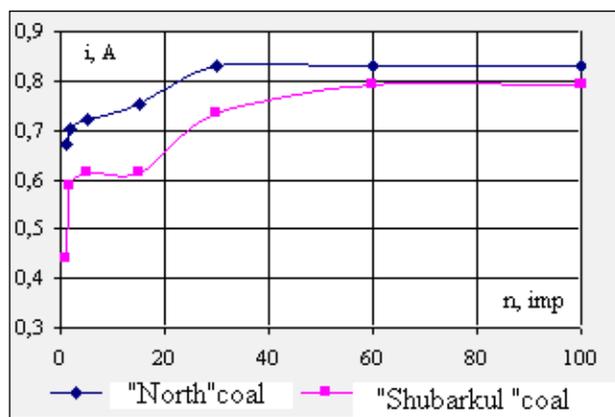


Fig.1. Dependence of amplitude of a pulse current on quantity of discharges

In figure 1 the dependences of change of amplitude of a pulse current in water coal suspension from quantity of electrohydraulic impulses are presented. From the schedule it is seen that the amplitude of a current increases in process of processing, hence, energy losses decrease for formation of the discharge port in an interelectrode interval in a water coal mixture. However, amplitude increase becomes more slowly, and after 50 impulses the value of an amplitude current practically doesn't change. In the second series of experiences change of properties of watercoal suspension under the influence of an electroexplosion shock wave, in particular the change of electric conductivity of the investigated environment depending on initial coarseness of coal particles was studied.

As a result of processing of the experiment data it is established that essential influence on conductivity (inverse to resistance) the heterogeneous environment makes initial coarseness of firm particles. It is clear from the table, after electrohydraulic processing moistness of coal increases, and cinderness decreases. The given results are received for coal powders of ekibastuz coalfield. Hence, electrohydraulic processing allows to intensify process of burning of watercoal mixtures and simultaneously it is essential to improve ecological compatibility owing to cinderness decrease almost in 3 times.

The research of laws of development of the pulse, electric discharge in the multicomponent environment represents theoretical and practical interest owing to wide use of electrodischarge technologies at processing of products and in processes of manufacture of new materials. In the carried out experiments the optimum parameters of electric hydropulse technologies of water coal mixtures are defined. Experiments show that the amplitude of a pulse current, and accordingly, pressure of a shock wave grows with increase in pressure of breakdown, which depends on the accumulated charge. Besides, the pressure size is influenced by degree «fullness» - the increase in volume of air space in a working part leads to that the pressure impulse aspires in its form to a pressure impulse in a clear water, i.e. it compensates influence of a firm disperse phase. It is established that nonlinearity of parameters of a discharge circuit affects basically the pressure form on a discharge interval and very poorly influences a current and power of the discharge. Change of thermophysical properties of watercoal suspension under the influence of an electroexplosion shock wave is studied. The electrohydraulic method allows to change some physical properties and quality of a watercoal mixture, and to combine process of crushing of coal and reception of these mixtures as the electric discharge is made in the water environment as well.

МЕХАНИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ ГОРНЫХ ПОРОД ПРИ ОБЪЁМНОМ НАГРУЖЕНИИ

Леванковский И.А.,¹ Норель Б.К.,¹ Демин А.М.,² Мурин К.М.¹

¹Россия, ФГУП «ННЦ ГП – ИГД им. А. А. Скочинского» demine2001@mail.ru

²Россия, УРАН ВИНТИ РАН

MECHANICAL PARAMETERS OF ROCKS IN THE VOLUME LOADING

Levankovskiy I. A., Norel B. K., Demine A. M., Murin K. M.,

Abstract

Mechanical system of change of rock state as the function of parameters: principal stresses, principal strain, parameters of different types of the states of stress, states of strain, amount of potential energy, damage parameters and loading parameters.

Теория изменения параметров механического состояния и прочности горных пород представляет собой комплекс аналитических и экспериментальных исследований сплошных физических объектов - поликристаллических твердых тел с наличием различного рода дислокаций при различных видах объемных нагружений. Этот комплекс включает проведения лабораторных испытаний на эксклюзивной установке трехосного неравнокомпонентного сжатия (УТНС) с целью получения экспериментальных данных для составления механической модели горных пород, энергетического критерия прочности горных пород и пространственного паспорта прочности горных пород, характеризующего физико-механические свойства различных зон исследуемой среды.

За параметры физической системы - изменения механического состояния горной породы при объемном нагружении принимаются три главных напряжения, три главных деформации, различия в направлениях действия которых в исследуемой среде позволяют изучать неупругий характер деформирования среды; параметры, характеризующие виды различных объемных нагружений; энергетические показатели: величины энергии формоизменения и величину энергии изменения объема.

Четкие физические позиции известных ученых геомехаников и геофизиков заключаются в том, что значительные деформации и разрушения – естественный способ существования массива горных пород при реальных действующих нагрузках. Такой взгляд на проблему геомеханики горных пород заставляет формулировать новые теоретические и производственные задачи и использовать новые научные дисциплины: механика разрушения, тензорные исчисления, теория ошибок и теория прочности твердых тел.

СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ ПРИРОДНЫХ ГЕТЕРОГЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Махмудов Х.Ф.,¹ Рустамова М.З.²

¹ Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе РАН С-Петербург, Россия

E-mail h.machmoudov@mail.ioffe.ru

²Таджикский Государственный Университет права, бизнеса и политики. Таджикистан

Аннотация:

Проведены детальные исследования процессов формирования и развития очага разрушения гетерогенных горных пород, позволившие разработать физические основы достоверного прогнозирования макроскопического разрушения горных массивов, подземных сооружений и рудников.

Ключевые слова: деформация, прогнозирования, очаг разрушения, горных пород, трещина, зерна.

Методика измерений

Эксперименты проводились на образцах мрамора в камере высокого давления. Для исследования микроструктурных нарушений в образцах мрамора использовались метод оптической микроскопии с подсчетом параметров трещин в шлифах (метод ВНИГРИ [127]) и автоматический количественный анализ

структурно-текстурных характеристик с помощью устройства «Квантимет-720», а также метод акустической эмиссии. На рис. 1. приведены схема и этапы нагружения образцов горных пород.

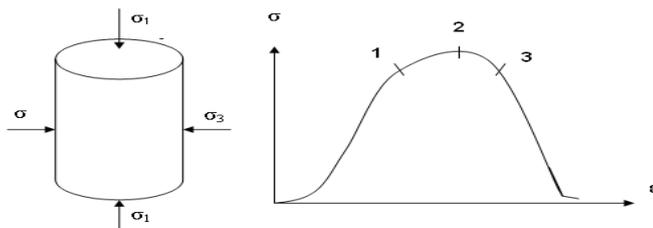


Рис1.Схема и этапы нагружения образцов горных пород

Первый этап нагружения соответствует примерно 80-85% от разрушающей нагрузки σ_R при боковых значениях давлений $\sigma_2 = \sigma_3 = 1, 3, 5, 10$ МПа. Второй этап нагружения соответствует 90-100% от σ_R , т.е. когда порода находится на пределе прочности. Третий этап соответствует запредельной области при тех же боковых давлениях. Рассмотрим каждый этап (или стадию деформирования) подробно при каждом изменении бокового давления.

При боковом давлении $\sigma_2 = \sigma_3 = 1$ МПа увеличение нагрузки приводит к следующим текстурно-структурным изменениям: усиливается процесс грануляции, выраженный в дроблении крупных зерен на мелкие, исчезает первичная структура зерен, по полисинтетическим двойникам идет истирание зерен, меняются контакты из прямолинейных в вогнуто-выпуклые. На первом этапе деформирования образуются в основном минеральные трещины (трещины I-генерации), а при дальнейшем повышении нагрузки появляются тоже минеральные трещины, но по своей морфологии это трещины скалывания (трещины II-генерации). Появление открытых трещин (III-генерации) наблюдается уже на I-II стадиях деформирования. Эти трещины расположены параллельно и под углом 40-45° к главной оси нагружения (σ_1). Усиливается образование минеральных трещин по спайности с образованием пелитоморфного кальцита.

Также исследовали структуру и ее влияние на зарождение микротрещин в образцах гранита. Результаты сопоставлялись с аналогичными данными, полученными на образцах до нагружения. Гранит состоит в основном из четырех основных минеральных компонентов. Все эти минеральные компоненты по-разному ведут себя при деформировании, и поэтому механизм разрушения зависит как от самих минералов, так и от их ориентировки и структурных особенностей самой породы.

Обсуждаются вопросы переноса результатов на большие масштабы и прогнозирования макроскопического разрушения.

Выводы

1. Микроскопический анализ шлифов позволил выявить 3 типа генераций трещин, из которых вторая-генерация (трещины сдвига) влияет на вязкий тип разрушения. Увеличение нагрузки (σ_1) приводит к увеличению числа локально нарушенных участков (большое количество дробления (грануляции) микротрещин) и перестройке структурного облика породы, выраженной в изменении контактов и грануляции зерен кальцита.

2. Увеличение бокового давления $\sigma_2 = \sigma_3$ до 10 МПа уменьшает дилатансию горных пород. Выявлены остаточные деформации, выраженные в виде трансляций пластического скольжения, двойникования, что обусловлено вязким типом разрушения породы (мрамора). С увеличением бокового давления число акустических сигналов на II этапе деформирования уменьшается, а на III этапе, т.е. в запредельной области, начинает увеличиваться.

Список литературы

1. Куksenko B.C., Томилин Н.Г., Махмудов X.Ф., Бенин А.В. Письма в "Журнал технической физики". 2007. Т. 33. № 2. С. 31-35.
2. Kuksenko V.S., Makhmudov Kh.F., Mansurov V.A., Sulonov U., Rustamova M.Z Journal of Mining Science. 2009. Т. 45. № 4. С. 355-358.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 09-05-00639), (грант № 11-05-00320) и ФЦП, госконтракт № 02.740.11.0315.

МЕХАНО-ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ ЭФФЕКТЫ ПРИ СЛАБОЙ ЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ ПОЛЯРИЗАЦИИ И УПРУГОЙ ДЕФОРМАЦИИ ОБРАЗЦОВ ИЗ ТВЕРДЫХ ДИЭЛЕКТРИКОВ (ГОРНЫХ ПОРОД)

Махмудов Х.Ф.

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, г. Санкт-Петербург, Россия

Аннотация:

Исследовались механо-электрические эффекты при упругом нагружении образцов в нейтральной среде и при их слабой электрической поляризации. Установлено, что при приложении к образцу слабых электрических полей механоэлектрические эффекты усиливаются или ослабевают в зависимости от направленности электрических полей.

В настоящей работе сделана попытка исследовать влияние механического напряжения на поляризацию твердых диэлектриков в слабых электрических полях. Для простоты будем называть электрический потенциал при нагружении образца механической нагрузкой механо-электрическим потенциалом (МЭП) в отличие от электрического (ЭП) при обычной поляризации образца в электрическом поле. Экспериментальные образцы были изготовлены из кварцевого стекла и мрамора. Мрамор широко используется в лабораторных исследованиях поскольку ему присущи основные свойства твердых диэлектриков. В тоже время он не обладает пьезоэлектрическим эффектом, что важно для понимания электромеханических явлений.

При одноосном сжатии образца из мрамора в нем возникает индуцированное электрическое поле (ИЭП), причем боковые поверхности образца имеют положительный потенциал. В отсутствие механической нагрузки при приложении к электродам разности потенциалов возникает поляризация образца. При этом ИЭП симметрично относительно середины образца, и можно указать участки на его поверхности с положительными и отрицательными потенциалами.

На рис. 1 приведена последовательность измерений ИЭП при фиксированном положении регистрирующего зонда. В момент времени t_1 образец нагружался одноосной нагрузкой, составляющей 0.3 от разрушающей и сразу же разгружался. При этом был зарегистрирован положительный потенциал F_e ИЭП. Затем, в момент времени t_2 на электроды подавалась разность потенциалов такой же полярности, что и обнаруженная при механическом нагружении. После выхода ЭП на стационарный участок t_2-t_3 цикл нагружения образца и разгрузки повторялся. При этом потенциал ИЭП возрастал на величину ΔF . Обозначим, при этом, суммарный потенциал через $+F_m$. При разгрузке образца потенциал ИЭП возвращался к F_m . После этого, в момент времени t_4 , напряжение на электродах отключалось, и они на некоторое время заземлялись.

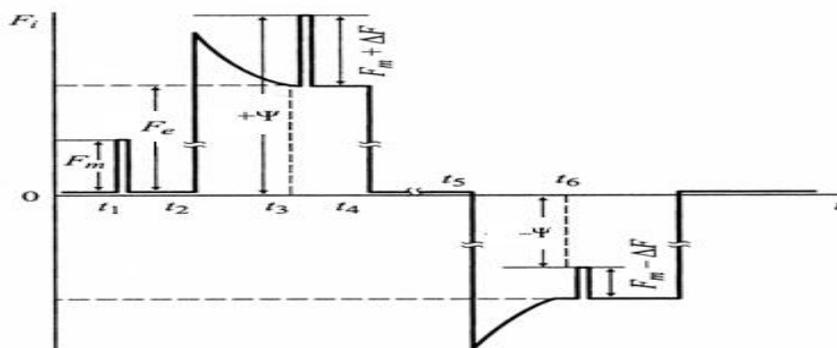


Рис. 1. Схема последовательности изменения ЭП и МЭП при воздействии на образец механического и электрического полей (пояснения в тексте)

Через некоторое время, в момент t_5 , на электроды снова подавалось напряжение прежней величины, но противоположной полярности. Зонд регистрировал появление потенциала отрицательной полярности, который через некоторое время выходил на стационарный уровень F_m . Далее образец вновь подвергался одноосному сжатию при той же нагрузке (момент времени t_6).

Регистрируемый при этом потенциал уменьшался на величину ΔF , а результирующий потенциал электрического поля был $-\Psi$. После разгрузки потенциал восстанавливался до F_m . Затем электроды заземлялись для электрической нейтрализации образца.

Эта процедура измерений повторялась в одном случае при ступенчатом изменении механической нагрузки и постоянной разности потенциалов на электродах, в другом случае – при изменении разности потенциалов, но при одинаковой механической нагрузке. ИЭП F_m увеличивался или уменьшался в зависимости от направленности электрической поляризации образца.

На рис. 2 представлены зависимости потенциала ИЭП от величины механической нагрузки: 1 – при отсутствии электрической поляризации; 2 – для случая совпадения полярностей ИЭП и ЭП, т. е. F_m и F_e имели одинаковые знаки; 3 – когда полярности ИЭП и ЭП были противоположными. В этой области нагрузок все зависимости оказались линейными, но их наклоны различными.

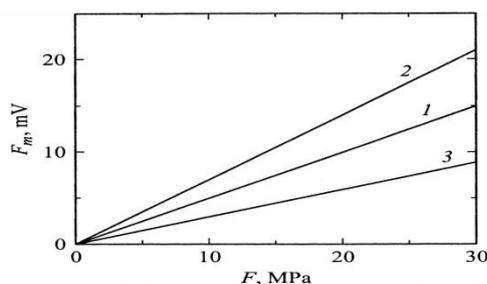


Рис. 2. Зависимость МЭП от механического сжимающего напряжения F (пояснения в тексте)

Формально можно ввести по аналогии с пьезомодулем электромеханический модуль материала в следующем виде:

$$E = F_m \pm \Delta F,$$

В данном случае не приходится говорить об абсолютных значениях электромеханического модуля, т.к. он зависит от конструкции зонда, его размеров, зазора между зондом и образцом и др. параметров. Однако относительное изменение E может характеризовать влияние механической нагрузки на ИЭП при одновременной электрической поляризации. Можно утверждать, что когда полярности ИЭП от электрической и механической поляризации совпадают, электрический модуль возрастает, и, наоборот, он уменьшается при несовпадении полярностей.

Еще один параметр представляет интерес, особенно для практических целей. Обратимся к рис. 2. При совпадении полярностей ИЭП от электрического и механического полей суммарный потенциал Ψ возрастает при приложении нагрузки (верхняя часть рис. 2б), а при противоположных полярностях (нижняя часть рис. 2б), суммарный потенциал Ψ уменьшается при приложении нагрузки. Рассмотрим их сумму

$$\psi = (+\Psi) + (-\Psi)$$

Обобщенный параметр ψ , полученный суммированием потенциалов при одновременном действии нагрузки и электрического поля при двух равных по величине электрических потенциалах на электродах, противоположных полярностей, оказывается равным сумме измерений потенциалов при приложении нагрузки. Эта зависимость линейна. Кроме того, она слабо зависит от величины электрического поляризирующего поля. При его увеличении наклон прямой 2 увеличивается, а для зависимости 3 – уменьшается. Это делает данную зависимость, в принципе, полезной для измерения неизвестных механических напряжений, например, в массиве горных пород. Сложность оценки механических напряжений этим способом связана с наличием релаксации ИЭП [1]. Поэтому данный метод скорее может быть пригоден для измерения изменений механических напряжений, что не менее важно для прогнозирования динамических проявлений макроскопического разрушения.

Список литературы:

1.Куксенко В.С., Махмудов Х.Ф., Пономарев А.В. Релаксация электрических полей, индуцированных механической нагрузкой в природных диэлектриках // Физика твердого тела - 1997, том 39, Вып. 7.

ПОЛЯРИЗАЦИИ МРАМОРА В ПОЛЕ УПРУГИХ СИЛ ПРИ ЗАДАННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Махмудов Х.Ф.

Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург
E-mail h.machmoudov@mail.ioffe.ru

PHYSICOTECHNICAL INSTITUTE OF A.F.IOFFE OF THE RUSSIAN ACADEMY OF
SCIENCES

Makhmudov Kh. F.

St.-Petersburg, E-mail h.machmoudov@mail.ioffe.ru

Abstract: The mechanoelectric effects under weak electric polarization and elastic deformation of glass and marble investigated. The electric potentials of no relation to the piezoelectric effect are measured. The induced electric potential relaxation is studied and the activation energy of this process is estimated. The induced potential relaxation mechanism is proposed. The electric field potentials in the sample are measured by the contactless method with a specially constructed electrometer of a high input voltage.

Исследовали механо-электрические эффекты при слабой электрической поляризации и упругой деформации образцов из мрамора. Регистрация индуцированного электрического потенциала производилась бесконтактным способом при помощи изготовленного в лаборатории электрометра (ЭМ) с последующими записями сбора и обработки входных токов в систему A-Line 32D. Показано, что релаксация потенциала при поляризации и механическом нагружении идентична по природе и контролируется термическими флуктуациями. Получена температурная зависимость среднего времени релаксации. Определена энергия активации этого процесса.

Введение

В работах [1,2, 3] показано, при приложении к образцу слабых электрических полей механо-электрические эффекты усиливаются или ослабевают в зависимости от направленности электрических полей. Сделан вывод о единой природе электрической поляризации и поляризации, индуцированной механическим полем. Временные зависимости потенциала в первом приближении могут быть описаны уравнением по формуле Аррениуса:

$$\varphi_t = \varphi_0 [1 - \exp(-t/\tau)], \quad (1)$$

где φ_t – значение потенциала в момент времени t , φ_0 – значение потенциала при $t \rightarrow \infty$. Здесь τ – среднее время релаксации потенциала, величина которого связана с температурой T уравнением:

$$\tau = \tau_0 \exp[E/kT], \quad (2)$$

где E – энергия активации процесса релаксации, k – константа Больцмана. Энергия активации процесса релаксации является важнейшей энергетической характеристикой этого процесса на атомном уровне. Поэтому ее оценка представляет большой интерес. Ее величину можно получить, если измерить $K = 1/\tau$ релаксационные зависимости при разных температурах, и можно оценить кинетические параметры процесса релаксации в частности энергию активации E .

В связи с этим были проведены эксперименты по механической и электрической поляризации в интервале температур 20°C – 200°C (см. таблицу).

1. Методика измерений

Образец из мрамора в виде призмы, размером 50×50×100 мм помещался в термостат и выдерживался в нем при заданной температуре ~ 1 час. Температура измерялась с точностью 0.01 К медным термометром сопротивления при помощи потенциометра Р-363. Перед измерениями все образцы хранились в одинаковых условиях никаким внешним воздействием. Затем к нему прикладывали одноосное сжимающее напряжение (P) в гидравлическом прессе через жесткие керамические изоляторы. Величина механического напряжения не превышала предела текучести.

На две противоположные боковые поверхности образца крепились электроды из эпоксидной смолы, наполненной серебряным порошком. На них подавалось напряжение 2 В.

При необходимости электроды могли заземляться. Регистрация заряда в образце производилась бесконтактным способом при помощи лабораторного электрометра (ЭМ) [3], с большим входным сопротивлением с последующей записью сбора и обработки в систему A-Line 32D. Электрометр (ЭМ) крепился на стойке с микрометрической подачей для точечное сканирование вдоль поверхности

исследуемого образца при зазоре 2 мм. Временные зависимости потенциала в нормированных координатах при температурах 20° С - (1) и 200° С - (2). Можно видеть, что при увеличении температуры происходит заметное уменьшение времени релаксации, что качественно согласуется с уравнением (2).

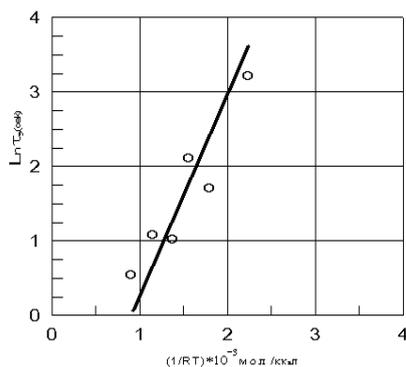


рис.1

На рис. 1. приведена зависимость среднего времени релаксации от $1/RT$. Точки ложатся вдоль прямой линии, что свидетельствует о том, что релаксация действительно может быть описана термоактивационным уравнением аррениусовского типа (2). Энергия активации, вычисленная из наклона зависимости (рис.1), оказалась низкой $E = 1,6-1,7$ ккал/моль, или $\sim 0,07$ eV. Это значение находится в согласии с литературными данными, согласно которым электропроводность горных пород определяется примесными ионами с энергией активации переноса которых $\sim 0,1$ eV.

2. Обсуждение результатов

При электрической поляризации основной вклад в нее дает ориентация в электрическом поле диполей под влиянием электрического поля, а при механической – под влиянием приложенного напряжения. Градиент механического поля можно сопоставить с напряженностью электрического поля. Действительно, при изгибе образца мы регистрируем индуцированное электрическое поле на порядок интенсивнее, чем при сжатии. Для понимания этого явления недостаточно только феноменологических исследований, проведенных в данной работе. Необходимо теоретическое развитие микроскопической модели, возможно на более простых по строению материалах. Но некоторую направленность для микроскопической модели может дать эксперимент по сопоставлению ИЭП при сжатии и растяжении образцов. Такое сопоставление наиболее просто можно сделать для случая изгиба образца. В работе [2] сделана попытка объяснить появление ИЭП ориентацией диполей градиентом механического поля. Следует отметить, что появление ИЭП в механическом поле является достаточно универсальным. Несмотря на различие в физических свойствах стекла и мрамора, качественно эффекты аналогичны. Это позволяет объяснить электромагнитные явления при деформировании и разрушении твердых диэлектриков и, частности горных пород, с единых позиций.

Заключение

Таким образом, термоактивационные процессы в горных породах имеют те же основные особенности, что и классические твердые диэлектрики, но более усложнены неоднородностью структуры, состава и большей подверженностью внешним условиям. При этом возможность объяснить природу поляризации в данном эксперименте, приложенная физическая модель этого явления и полученные новые экспериментальный результат термоактивационный механизм релаксации механо-электрических эффектов могут послужить началом новых теоретических исследований.

1. При воздействии на мрамора механического поля возникает ЭП, причем параметры связаны с градиентом деформации. Поляризация в механическом поле пропорциональна градиенту механического поля (упругой силе) и является упругой по своему характеру, т.е., следует за нагрузкой (упругой деформацией).

2. Релаксация потенциала, инициированная механической нагрузкой происходит за счет миграции примесных ионов в объеме образца по термофлуктуационному механизму.

Список литературы:

1. Журков С.Н., Куксенко В.С., Махмудов Х.Ф., Панамарев А.В. // ДАН. 1997. т.35. в.4. С. 470-472.
 2. Куксенко В.С., Килькеев Р.Ш., Ляшков А.И., Мирджамолов К.М., Савицкий А.В. // Электризация кварцевого стекла при механическом нагружении. ФТТ. 1990. т.32. в.8. С. 2273-2277.
 3. Махмудов Х.Ф., Куксенко В.С. // ФТТ. 2005. т.47. в.5. С. 856-859.
- Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 11-05-00320)

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ СЫПУЧЕГО МАТЕРИАЛА С КРИВОЛИНЕЙНОЙ ПОВЕРХНОСТЬЮ ПРИ ВРАЩЕНИИ МЕТАЛЛОКОНСТРУКЦИИ

Попович П.В., Сикорский С.П.

Украина, Тернопольский национальный технический университет имени Ивана Пулюя
PPopovich@ukr.net, S.Sikorskyi@ukr.net

SCIENTIFIC RESEARCH OF INTERACTION OF BULK MATERIAL WITH ROTATORY CURVED SURFACE

Popovich P., Sikorskyi S.

The article describes the process of movement of the solid particles on the surface of fabricated metals. Mathematical model is designed for obtaining mechanical trajectory. Geometric and structural characteristics are presented in the form of dependences (5) and (11).

Рассмотрим процесс перемещения материальной массы криволинейной поверхностью вращательной машиностроительной конструкции P , которая определяется уравнением

$$\varphi(t, x, y, z) = 0. \quad (1)$$

Нормальное уравнение плоскости, нормаль к которой образует с осями координат x' , y' , z' углы α , β , γ имеет вид

$$x' \cos \alpha + y' \cos \beta + z' \cos \gamma = P; \quad (2)$$

где P – расстояние от начала координат до точки на плоскости.

Пусть с машиной связана неподвижная система координат x , y , z , а с частицей материала свяжем подвижную систему координат x' , y' , z' . Направим ось z' подвижной системы координат вверх параллельно оси вращения конструкции, под углом θ к вертикали. Ось x' направим в направлении движения частицы поверхностью, а ось y' перпендикулярно к x' . Считаем, что направление оси z и z' обеих систем координат x' , y' , z' в начальный момент времени совпадают и система координат, вращается вместе с телом вокруг оси z' с угловой скоростью ω .

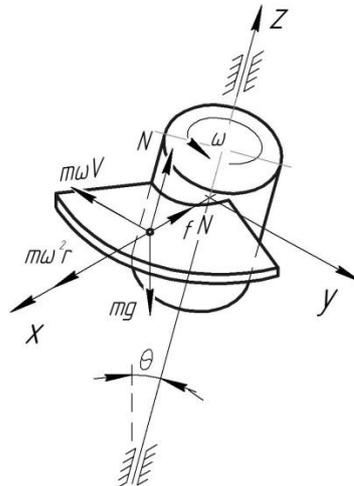


Рис. 1. Расчетная схема перемещения частицы материала поверхностью машиностроительной конструкции

Если подвижная системами координат поворачивается на некоторый угол φ в направлении действия угловой скорости, относительно неподвижной системы координат, то существующую связь между этими системами можно выразить формулами преобразования

$$\begin{aligned} x &= x' \cos \varphi - y' \sin \varphi; \\ y &= x' \sin \varphi + y' \cos \varphi; \end{aligned} \quad (3)$$

$$z = z'.$$

В результате преобразований получим

$$x' = x \cos \varphi + y \sin \varphi;$$

$$y' = y \cos \varphi - x \sin \varphi;$$

(4)

$$z' = z.$$

Используя формулы (4), при $\varphi = \omega t$, найдем уравнение геометрической нестационарной связи в неподвижной системе координат

$$x(\cos \alpha \cos \omega t - \cos \beta \sin \omega t) + y(\cos \alpha \sin \omega t + \cos \beta \cos \omega t) + z \cos \gamma = P. \quad (5)$$

На частицу (рис. 1) действуют следующие силы: сила тяжести mg , где m – масса частицы материала; центробежная сила инерции $m\omega^2 r$; кориолисова сила $2m\omega V$; λ – скалярная функция координат и времени, множитель Лагранжа.

Составим уравнение движения частицы материала плоскостью криволинейной поверхности

$$m \frac{d^2 r}{dt^2} = m\omega^2 r + 2m\omega V + mg + \lambda \overline{\text{grad} \varphi} - f |\lambda \overline{\text{grad} \varphi}| \frac{V}{g}. \quad (6)$$

Запишем дифференциальное уравнение движения (6) в проекциях на оси неподвижной системы координат

$$m \ddot{x} = m\omega^2 x - mg \sin \theta - f |\lambda \nabla_x \varphi| \frac{\dot{x}}{g};$$

$$m \ddot{y} = -2m\omega \dot{x}; \quad (7)$$

$$m \ddot{z} = \lambda \nabla_z \varphi - mg \cos \theta.$$

$$\nabla_x \varphi = (\cos \alpha \cos \omega t - \cos \beta \sin \omega t);$$

$$\nabla_y \varphi = (\cos \alpha \sin \omega t + \cos \beta \cos \omega t); \quad (8)$$

$$\nabla_z \varphi = \cos \gamma.$$

Продифференцировав уравнение связи (5) дважды по времени, вследствие преобразований, получим

$$\ddot{x} \nabla_x \varphi + \ddot{y} \nabla_y \varphi + \ddot{z} \nabla_z \varphi - \omega(2\dot{x} + \omega y) \nabla_y \varphi + \omega(2\dot{y} - \omega x) \nabla_x \varphi = 0. \quad (9)$$

Выразив \ddot{x} , \ddot{y} , \ddot{z} из уравнений (7) и подставить их значения в (9), получим зависимость для определения λ в виде

$$\lambda = \frac{m \cdot \left((2\omega y - g \sin \theta) \nabla_x \varphi - (4\omega x + \omega^2 y) \nabla_y \varphi - g \cos \theta \nabla_z \varphi \right)}{\nabla_z^2 \varphi - f \nabla_x^2 \varphi}. \quad (10)$$

Подставляя найденное значение λ в уравнение движения (7) окончательно получим

$$\ddot{x} = \omega^2 x - g \sin \theta - \frac{f(\cos \alpha \cos \omega t - \cos \beta \sin \omega t)}{\cos^2 \gamma - f(\cos \alpha \cos \omega t - \cos \beta \sin \omega t)^2} \times$$

$$\times \left((2\omega y - g \sin \theta)(\cos \alpha \cos \omega t - \cos \beta \sin \omega t) - \omega(4x + \omega y) \right) \times$$

$$\times (\cos \alpha \sin \omega t + \cos \beta \cos \omega t) - g \cos \theta \cos \gamma$$

$$\ddot{y} = -2\omega \dot{x}; \quad (11)$$

$$\ddot{z} = -g \cos \theta + \frac{\cos \gamma}{\cos^2 \gamma - f(\cos \alpha \cos \omega t - \cos \beta \sin \omega t)^2} \times$$

$$\times \left(\begin{aligned} & \left(2\omega y - g \sin \theta \right) (\cos \alpha \cos \omega t - \cos \beta \sin \omega t) - \omega (4x + \omega y) \times \\ & \times (\cos \alpha \sin \omega t + \cos \beta \cos \omega t) - g \cos \theta \cos \gamma \end{aligned} \right).$$

Для интегрирования полученной системы дифференциальных уравнений второго порядка, выполнив ряд преобразований, используя правило понижения степеней, получим систему из шести дифференциальных уравнений первого порядка, которую можно интегрировать любым из известных численных методов.

СТРУКТУРА И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА БИОРАЗЛАГАЕМЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ПЭНП И ПРИРОДНЫХ ДОБАВОК

Хватов А.В., Шаталова О.В., Кривандин А.В., Луканина Ю.К., Попов А.А.

*Учреждение Российской академии наук Институт биохимической физики им. Н.М. Эмануэля РАН,
г.Москва hvatovanatoliy@gmail.com*

STRUCTURE AND PHYSICOMECHANICAL PROPERTIES OF BIODECOMPOSED MATERIALS ON THE BASIS OF PELD AND NATURAL ADDITIVES

Khvatov A.V., Shatalova O. V., Krivandin A.V., Lukanina J.K., Popov A.A.

*Establishment of the Russian Academy of Sciences N.M. Emanuel Institute of biochemical physics
RAS, Moscow*

During work additive influence on the supramolecular structure and physicomachanical properties of PELD compositions has been studied. It is established, that natural additive leads to hardening of compositions (growth of the elasticity module). It is revealed, that additives are entered reduce ability to composite orientation among beer pellet, cellulose, soya flour.

Создание биоразлагаемых композитов на основе синтетических полимеров и природных биоразлагаемых компонентов, которые могли бы разрушаться под воздействием микробиоты в условиях свалки, является одной из наиболее интересных и широко изучаемых задач в настоящее время. Несмотря на то, что такие композиции, условно относятся к биоразлагаемым, все же они не являются таковыми, так как в процессе компостирования наблюдается быстрое разложение биодеструктурируемой добавки, а синтетический полимер в большинстве случаев не подвергается биоразложению. К тому же полимеры, содержащие биодеструктурируемые добавки обладают лишь удовлетворительными механическими свойствами.

Целью данной работы являлось изучение изменений надмолекулярной структуры и физико-механических свойств в зависимости от содержания добавки в композитах.

Объектами исследования являлись полиэтилен низкой плотности (ПЭНП) и композиты на основе ПЭНП и природных добавок (соевая мука, целлюлоза, дробина). Содержание добавок в смесях составляло 5, 10 и 15%.

Исследование структуры ПЭНП и ПЭНП-природные добавки осуществляли методами малоугловой и широкоугловой дифракции рентгеновских лучей (излучение $\text{CuK}\alpha$, $\lambda = 0.154$ нм). Рентгеновское дифракционное исследование в области малых углов рассеяния проводили на малоугловом дифрактометре с линейным координатным детектором, как в [1], в режиме «на просвет». Для выявления ориентационных эффектов в образцах рентгеновскую съемку проводили при двух ориентациях образцов в дифрактометре – при горизонтальном и вертикальном направлениях оси экструзии. Для анализа ориентации кристаллов в образцах по данным широкоугловой дифракции использовали рентгеновскую камеру с точечной фокусировкой рентгеновского пучка по схеме Франкса (Baird and Tatlock, Англия). Съемку рентгенограмм проводили «на просвет» с регистрацией на рентгеновскую плёнку РТ-1 («Тасма», Россия). Одномерные профили интенсивности получали по отсканированным рентгенограммам при

помощи программы обработки изображений ImageJ 1.34s. Коэффициент ориентации рассчитывали как отношение интегральных интенсивностей рефлекса в вертикальном и горизонтальном направлениях (поперек и вдоль оси экструзии).

Физико-механические характеристики образцов определяли на разрывной машине РМ-10, предназначенной для определения качества пленочных и рулонных материалов.

На малоугловых дифрактограммах исследованных образцов наблюдается очень широкий интенсивный рефлекс с максимумом при $S_{max} \approx 0.06 \text{ нм}^{-1}$, соответствующий периоду повторяемости слоев $D \approx 17 \text{ нм}$. Интенсивность этого рефлекса при съемках вдоль оси экструзии больше, чем в перпендикулярном направлении, что свидетельствует о преимущественной ориентации осей фибрилл вдоль направления экструзии. Разница между этими интенсивностями (а значит и степень ориентации) уменьшается в ряду ПЭНП – ПЭНП/дробина – ПЭНП/целлюлоза – ПЭНП/соевая мука. Соевая мука и целлюлоза в большей степени препятствуют ориентации полиэтилена при экструзии по сравнению с дробинкой, что, вероятно, объясняется тем, что соевая мука в полимерной матрице распределена более равномерно в силу своей мелкодисперсности, волокна целлюлозы при получении образцов стремятся к расположению вдоль оси экструзии, поэтому в меньшей степени препятствуют ориентации ПЭНП. В свою очередь при введении дробины происходит агломерация ее частиц, что приводит к большим размерам вкраплений и ухудшению их распределения, таким образом образовавшаяся собственная фаза добавки вытесняется матрицей полимера и коэффициент ориентации ПЭНП снижается только при небольшом содержании дробины (5%).

Использование в качестве добавки дробины, соевой муки и целлюлозы снижает прочностные характеристики полученных смесевых композитов вследствие увеличения количества очагов разрушения (включения мелкозернистых структур в полимерную матрицу ПЭНП). Наибольшая степень снижения разрушающего напряжения при растяжении наблюдаются у образцов, в состав которых входит дробина и целлюлоза. Следует отметить, что введение уже 5% дробины и целлюлозы приводит сразу к резкому снижению прочностных характеристик, а увеличение их содержания (10 и 15%), несущественно влияет на относительное удлинение и напряжение при разрыве. Описанные выше эффекты проявляются в силу того, что дробина и целлюлоза представляют собой крупнодисперсные включения, как было описано ранее, существенно нарушающие однородность материала. Добавление соевой муки в меньшей степени ухудшает исследуемые показатели. Для нее наблюдается более плавное снижение напряжения при разрыве, и падение относительного удлинения в 1,5 раза только при 15% наполнении, тогда как для смесей с дробинкой и целлюлозой такое же падение наблюдается уже при содержании добавки около 5%.

Поскольку реальное использование материала не происходит при таких больших нагрузках, которые требуются при разрыве, более интересным для практического применения является такой параметр как модуль упругости – т.е. отношение напряжения к деформации в том диапазоне, для которого это отношение постоянно (ниже предела текучести)[2].

При увеличении содержания природной добавки в ПЭНП происходит рост модуля, что согласуется с литературными данными [3]. Так, известно, что в процессе деформации в системе полимер-наполнитель происходит разрыв связей между ними и восстановление их в новом положении, в результате чего происходит выравнивание местных перенапряжений, таким образом, происходит усиление полимерной системы при введении всех природных добавок по сравнению с исходным полиэтиленом. Следует отметить, что для всех смесевых композитов наблюдается линейная зависимость роста модуля упругости от увеличения добавки, в ряду: дробина – целлюлоза – соевая мука.

В ходе работы было изучено влияние добавки на надмолекулярную структуру и физико-механические свойства композиций. Установлено, что добавка природных наполнителей приводит к упрочнению композиций (рост модуля упругости). Методом рентгеноструктурного анализа выявлено, что вводимые добавки уменьшают способность к ориентации смесевых композиций в ряду дробина, целлюлоза, соевая мука

Список литературы:

1. Шаталова О.В., Кривандин А.В., Аксенова Н.А., Соловьева А.Б. Рентгеновское дифракционное исследование структуры плуронина F-127 и его компонентов с тетрафинилпорфирином. Высокомолекулярные соединения. 2006 г. Т. 50. №4. с. 644
2. Бристон Дж. Х., Катан Л.Л. Полимерные пленки. М.: Химия. 1993. 384с.
3. Тугов И.И., Кострыкина Г.И. Химия и физика полимеров. М.: Химия, 1989. 432с.

***СЕКЦИЯ 11 - ПРОЦЕССЫ
ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ В
УСЛОВИЯХ ТРЕНИЯ, ИЗНОСА И
ЭРОЗИИ***

ФОРМИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО РЕЛЬЕФА НА МОНОКРИСТАЛЛАХ МЕДИ ПРИ НАГРУЖЕНИИ ТРЕНИЕМ

Беляев С.А., Лычагин Д.В., Тарасов С.Ю.,* Чумаевский А.В.

*Россия, Томский государственный архитектурно-строительный университет
Россия, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, tsy@ispms.ru

DEFORMATION RELIEF GENERATION ON COPPER SINGLE CRYSTALS SAMPLES IN SLIDING

Belyaev S.A., Lychagin D.V., Tarasov S.Yu., Thumaevsky A.V.

Copper single crystals of [111] or [110] orientations with respect to normal load axis have been used to carry out sliding wear tests and study deformation relief generated on their (110), (112) or (111), (112) surfaces which coincided with lateral surfaces of 3x3x6 mm bars. There are two slipping systems: $[01\bar{1}]$ (111) and $[0\bar{1}\bar{1}](1\bar{1}1)$ in second case. Second system is active when complex stress scheme is realized. It is considered other cases of crystallographic orientations.

Использование монокристаллических образцов при исследовании пластической деформации в условиях сложной схемы нагружения дает возможность получения более детальных сведений о механизмах пластической деформации по сравнению с поликристаллическими. Ранее были проведены подробные исследования формирования деформационного рельефа при сжатии ГЦК монокристаллов в зависимости от ориентации оси сжатия. При анализе организации пластической деформации учитывалось различие схемы главных напряжений в приторцевой и центральной области образца. Целью данной работы является развитие представлений об организации деформации при нагрузке с увеличенной силой трения, т.е. когда дополнительно к нормальной нагрузке действует сила трения (условия трибологических испытаний). Эта сила вызывает сдвиговые напряжения в поверхностном слое материала дополнительно к имеющимся напряжениям сжатия и может приводить к особенностям развития деформации по сравнению со случаем простого одноосного сжатия. Кроме того, знание этих особенностей деформации позволяет приблизиться к пониманию процесса неоднородного изменения структуры материала при трении.

Выявление механизмов деформации и разработка способов управления ими при сложных контактно-силовых воздействиях позволит увеличить долговечность изделий и выработать общие рекомендации к градиентным структурам при поверхностных способах обработки. В связи с этим фундаментальной задачей является исследование дислокационной структуры и деформационного рельефа при контактно-силовом воздействии для выявления механизмов деформации и упрочнения, прогнозирования работоспособности изделий.

Эксперимент

В качестве материала исследования были выбраны монокристаллы меди. Медь является хорошим модельным материалом со средним значением энергии дефекта упаковки, позволяющим в зависимости от условий воздействия внешних факторов нагружения реализовать деформацию как скольжением, так и двойникованием. Использование монокристаллов позволяет изучать механизмы деформации при известной кристаллографии активных плоскостей скольжения.

Монокристаллические образцы вырезались из заготовки так, чтобы оси нагружения соответствовали кристаллографическим направлениям [111] и [110], при этом их боковые грани (110), (112) и (111), (112), соответственно. В качестве испытательной установки использовали трибометр TRIBOtechnik по схеме палец-диск. Скорость скольжения $v = 50$ мм/с; величина нагрузки $N = 10$ Н. Материал контртела – сталь 45 (46 HRC). Диаметр контртела – 50 мм. Время проведения эксперимента – 100 секунд.

Результаты

Зависимость коэффициента трения от пути трения для монокристалльного образца представлена на рис.1. По результатам анализа МРСА в поверхностном слое образца был обнаружен кислород. Окисная пленка на поверхности имела сине-фиолетовый оттенок, что также подтверждает явление окисления меди при трении. На боковых гранях образца, на сторонах прилегающих к кромкам

поверхности трения были обнаружены следы скольжения, по крайней мере, двух систем (рис.2). Система полос I расположена под углом 30° к поверхности скольжения, тогда как система полос II почти под прямым углом.

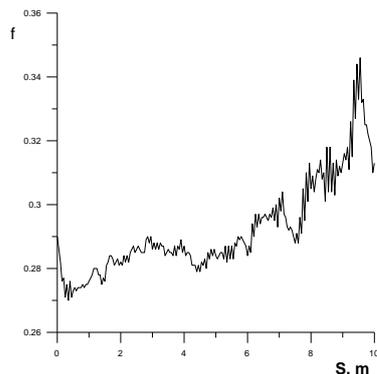


Рис. 1. Зависимость коэффициента трения от пути трения для образца монокристалла меди в ориентации [110].

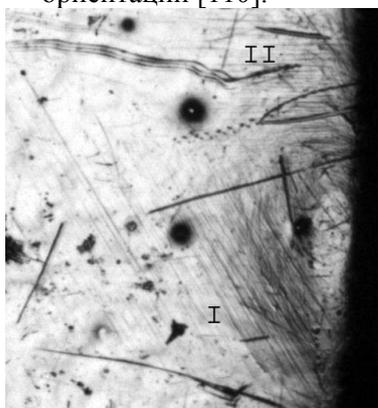


Рис.2. Следы скольжения на боковой поверхности монокристаллического образца в ориентации [110] при нагружении в условиях трения (поверхность трения справа).

Следы скольжения системы полос I на поверхности кристалла соответствуют выходам плоскостей (111), система скольжения $[0\bar{1}\bar{1}]$ (111). Другие следы (система следов II) образовались при скольжении по системе $[0\bar{1}\bar{1}]$ ($1\bar{1}1$). Сдвиг по второй системе возможен только при реализации сложной схемы напряженного состояния.

Рассматриваются другие случаи кристаллографических ориентаций и связь количества активных систем сдвига с величиной износа. Благоприятная ориентация систем сдвига при сложной схеме нагружения должна способствовать более быстрому накоплению дефектов в поверхностном слое, разрушению и увеличению степени износа.

ДЕСТРУКЦИЯ ПОВЕРХНОСТИ МЕТАЛЛОВ ИЗЛУЧЕНИЕМ СДВОЕННЫХ ЛАЗЕРНЫХ ИМПУЛЬСОВ

Воропай Е.С., Ермалицкая К.Ф.

*Беларусь, Белорусский государственный университет
voropay@bsu.by, ermalitskaia@gmail.com*

Проведено сравнение деструкции поверхности металлов одиночными и сдвоенными лазерными импульсами, смещенными во времени на микросекундные интервалы. Определены оптимальные параметры лазерного излучения для сверления микроотверстий. Установлен физический механизм удаления вещества с поверхности облучаемого металла, и зависимость количества испаряемого вещества от теплофизических свойств материала.

Лазерное излучение широко используется для микрообработки различных материалов, в том числе для резки металлов и сверления микроотверстий. В последнее время все большее распространение для аналитических целей получают сдвоенные лазерные импульсы, разделенные во времени микросекундными временными интервалами. Целью данной работы было исследования возможностей применения двухимпульсного режима для микрообработки металлов и сплавов. Для этого необходимо детально изучить особенности деструкции поверхности образцов излучением сдвоенных лазерных импульсов.

Исследования проводились на двухимпульсном лазерном атомно-эмиссионном спектрометре LSS-1 производства совместного белорусско-японского предприятия LOTIS Tii (Минск, Беларусь). Источником испарения вещества образца является излучение Nd:YAG-лазера с длиной волны 1064 нм, длительностью 15 нс, частотой следования импульсов 10 Гц. Энергия каждого импульса может изменять от 10 до 10 мДж. В состав лазера входят два активных элемента, что позволяет проводить измерения как в одноимпульсном режиме (два импульса синхронизированы), так и двухимпульсном (импульсы разделены временным интервалом Δt от 1 до 10 мкс). Измерения деструкции поверхности металлов с помощью микроинтерферометра Линника МИИ-4 показали, что переход от одиночных импульсов к сдвоенным при неизменной суммарной энергии и мощности излучения приводит к росту толщины испаряемого слоя, диаметр же остается неизменным и определяется только энергией импульсов – рис. 1.

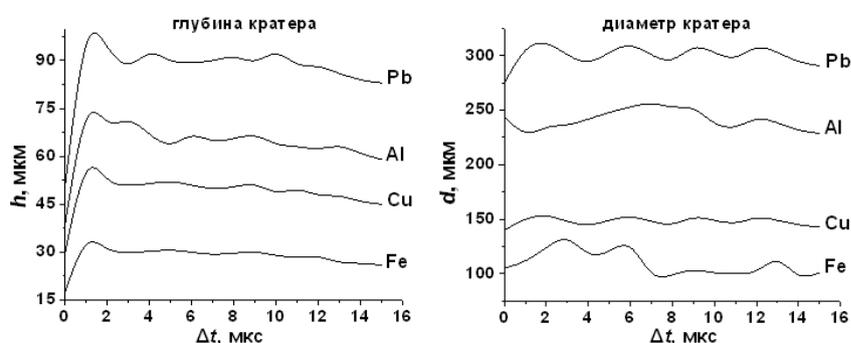


Рис.1. Зависимость глубина и диаметра кратера на поверхности металлов (железа, меди, алюминия и свинца) от временного интервала между сдвоенными лазерными импульсами

В ходе экспериментов было определено, что толщина испаряемого сдвоенными лазерными импульсами слоя определяется не теплотой испарения вещества L , а его теплотой плавления $\lambda_{пл}$. Это подтверждается и расчетами толщины испаряемого слоя. Действительно, в рамках тепловой модели лазерной абляции, полагая, что вещество покидает кратер преимущественно в результате поверхностного испарения, получаем следующую формулу для $h_{теор}$, испаряемого за 1 импульс:

$$h_{теор} = \frac{P\tau}{\pi r_0^2 L}, \quad (1)$$

где τ – длительность импульса, r – радиус кратера, L – теплота испарения, P – текущее значение поглощенной мощности излучения, определяемое из предположения существования энергетического баланса в кратере:

$$P(t)dt = \rho L \pi r^2(t)dh, \quad (2)$$

Средние значения толщины слоя h , «снимаемого» с поверхности медного образца одиночными (ОЛИ) и сдвоенными лазерными импульсами (СЛИ), а также рассчитанные на основании модели поверхностного испарения составляют: $h_{теор}=3,6$ мкм; $h_{ОЛИ}=4,6$ мкм и $h_{СЛИ}=7,5$ мкм. Приведенные данные свидетельствуют о том, что модель поверхностного испарения дает заниженные значения толщины слоя и не может быть использована для оценки степени деструкции поверхности лазерными импульсами. Для учета взаимодействия лазерного импульса с расплавленным металлом внутри кратера, необходимо использовать уравнение теплового баланса в следующем виде:

$$P(t)dt = \rho L \pi r^2(t)dh + \lambda_{пл} 2\pi r(t)h_{теор}(t)dr. \quad (3)$$

Значения $h_{теор}$, рассчитанные на основании формулы (3), совпадают с экспериментальными данными глубины кратера для одиночных импульсов, но ниже, чем значения h для сдвоенных

лазерных импульсов. Полученные различия в величинах глубины кратера для одиночных и сдвоенных импульсов обусловлены явлением экранировки лазерного излучения. За время межимпульсного интервала эрозионная плазма рассеивается, но над поверхностью остается взвесь из капель расплава и ассоциативных комплексов, образовавшихся при конденсации паров металла. Значительная часть излучения второго импульса поглощается внутри данной области и не доходит до поверхности образца. Температура взвеси при этом увеличивается, и составляющие ее части приобретают скорость по направлению к поверхности, вызывая дополнительную абляцию вещества образца в приповерхностную область, находящуюся при пониженном давлении после действия первого импульса.

Зависимость глубины кратера от теплоты плавления материала указывает на то, что вещество попадает в плазму не только в виде отдельных атомов, но и капель расплавленного металла, вытесненных давлением отдачи паров (рис. 2).

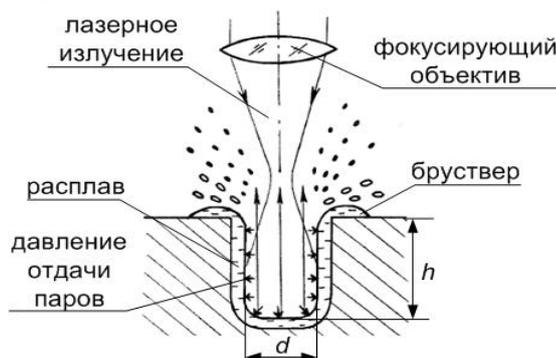


Рис.2. Схема поступления вещества образца из кратера в плазму под воздействием сдвоенных лазерных импульсов

На основании полученных данных можно сделать вывод о том, что при двухимпульсной абляции вещество поступает в эрозионную плазму преимущественно в виде жидких капель за счет выталкивания расплава давлением отдачи паров $P_{отд}$ первичной плазмы, а также под воздействием второго импульса. Величина $P_{отд}$ может быть оценена по следующей эмпирической формуле:

$$P_{отд} = 20 \left[\frac{q}{10^{14}} \right]^{7/9} \lambda^{-2/9}, \quad (4)$$

где q – плотность потока излучения, λ – длина волны лазера [в микрометрах]. Для плотности потока излучения $q \approx 10^{10}$ Вт/см² ($E_{имп} = 100$ мДж) значение $P_{отд}$ оказывается равным $2,3 \cdot 10^4$ атм. Добавление слагаемого $P_{отд}$ в уравнение теплового баланса (3) приводит к совпадению расчетных значений глубины кратера для сдвоенных лазерных импульсов с теоретическими.

Максимальная глубина кратера h , а, следовательно, и наибольшая скорость лазерной абляции вещества, наблюдается при межимпульсном интервале $\Delta t = 1$ мкс (рис. 1). Это легко объяснить исходя из того, что за время межимпульсного интервала в результате теплопроводности происходит отток тепла вглубь образца. Соответственно, чем больше значение Δt , тем ниже температура поверхности к моменту прихода второго импульса, и тем большая его доля пойдет на нагревание вещества. В целом, использование сдвоенных импульсов приводит к увеличению количества испаряемого вещества в 1,5-2 раза по сравнению с одиночными импульсами.

МОДЕЛИРОВАНИЕ КОНТАКТА ШЕРОХОВАТЫХ УПРУГИХ ТЕЛ С УЧЕТОМ АДГЕЗИОННОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ИХ ПОВЕРХНОСТЕЙ

Галанов Б.А., Валеева И.К., Иванов С.М.

Украина, Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины,
ism@ipms.kiev.ua

MODELING OF CONTACT OF ROUGH ELASTIC BODIES TAKING INTO ACCOUNT ADHESIVE INTERACTION OF THEIR SURFACES

Galanov B.A., Valeeva I.K., Ivanov S.M.

Models of normal and sliding adhesive contact between rough elastic bodies with two-term friction law are proposed. Roughness is simulated by the Winkler-Fuss nonlinear elastic layer which can be stretched. Mechanical properties of the layer are determined by statistical theories of adhesive contact between nominally flat rough surfaces. The contact of solids is described by the nonlinear boundary integral equations with non-monotonic operators, solutions of which determine the reduction of effective thickness of rough layer, contact stresses and contact region. For the solving of nonlinear boundary integral equations the method of successive approximations is proposed.

Предлагаются модели нормального и скользящего адгезионного контакта шероховатых упругих тел произвольной формы с двучленным законом трения [1, 2]: $\tau = \mu \tilde{p} \equiv \mu(p + z)$, где τ – сдвиговые напряжения на поверхности контакта; μ – коэффициент трения; p – контактное давление; z – сила молекулярного притяжения между телами (перегрузка вследствие адгезии), приходящаяся на единицу площади контакта и зависящая от p . Механические свойства слоя Винклера-Фусса, моделирующего шероховатость и воспринимающего растяжение, определяются статистическими теориями адгезионного контакта между плоскими шероховатыми поверхностями [2-3] и описываются функциями $p(\Delta)$ (контактное давление) и $\tilde{p}(\Delta)$, $\Delta = ta - d$, где ta – такое расстояние d между шероховатыми плоскостями, что при $d \geq ta$ взаимодействием между ними можно пренебречь ($p = \tilde{p} \approx 0$ при $\Delta \leq 0$). Эти функции зависят от микрогеометрии шероховатости, распределений высот неровностей, упругих свойств тел и удельной работы адгезии w . Величина $\Delta > 0$ рассматривается как обжатие шероховатого слоя, которому соответствует номинальное давление p . Принято, что $p > 0$ соответствует сжатию, $p < 0$ – растяжению. Для отдельных неровностей рассматриваются случаи ДМТ (Дерягин-Муллер-Топоров), ДКР (Джонсон-Кендалл-Робертс) и Можиса [2] контактов.

Моделирование шероховатости слоем Винклера-Фусса позволяет сформулировать контактную задачу в обычных терминах контактной механики [4-7] в виде следующих нелинейных граничных интегральных уравнений

$$u(\mathbf{x}) + \lambda \int_{\Omega} K(\mathbf{x}, \mathbf{y}) p(u(\mathbf{y})) d\mathbf{y} + \mu \beta \lambda \int_{\Omega} L(\mathbf{x}, \mathbf{y}) \tilde{p}(u(\mathbf{y})) d\mathbf{y} = \delta - f(\mathbf{x}); \quad (1)$$

$$\int_{\Omega} p(u(\mathbf{x})) d\mathbf{x} = P; \quad \mu \int_{\Omega} \tilde{p}(u(\mathbf{x})) d\mathbf{x} = T; \quad \mathbf{x} = (x_1, x_2), \quad \mathbf{y} = (y_1, y_2) \in \Omega, \quad S \subseteq \Omega,$$

с неизвестной функцией $u(\mathbf{x})$, $\mathbf{x} \in \Omega$ и неизвестным сближением тел δ . P – сила, сдавливающая тела; T – сила, вызывающая скольжение вдоль оси x_1 ; $K(\mathbf{x}, \mathbf{y}) = |\mathbf{x} - \mathbf{y}|^{-1}$, $L(\mathbf{x}, \mathbf{y}) = K^2(\mathbf{x}, \mathbf{y})(x_1 - y_1)$; f – зазор между телом и условной границей адгезионного взаимодействия $x_3 = 0$ перед деформацией; $\lambda = (\pi E^*)^{-1}$; E^* – приведенный модуль упругости [5]; β – параметр Дундурса [5]; Ω – произвольная область плоскости $x_3 = 0$, содержащая номинальную область контакта S .

Если функция $u(\mathbf{x})$, $\mathbf{x} \in \Omega$ – решение уравнения (1), то функция $\Delta(\mathbf{x}) = u^+(\mathbf{x}) = \sup\{u(\mathbf{x}), 0\}$ определяет обжатие шероховатого слоя, функция $(-u)(\mathbf{x}) = \inf\{u(\mathbf{x}), 0\}$ определяет номинальный зазор между контактирующими телами после деформации (внутри области контакта S этот зазор равен 0), $p(\mathbf{x}) \equiv p(u(\mathbf{x}))$ – нормальное номинальное контактное давление, $S = \{\mathbf{x} = (x_1, x_2): u(\mathbf{x}) \geq 0\}$ – номинальная контактная область, которая может быть многосвязной, $\tau(\mathbf{x}) = \mu \tilde{p}(\mathbf{x}) \equiv \mu \tilde{p}(u^+(\mathbf{x}))$ – номинальные сдвиговые напряжения в области контакта.

Вклад адгезионной составляющей силы трения $T_a = \mu \int_{\Omega} (\tilde{p}(\mathbf{x}) - p^+(\mathbf{x})) d\mathbf{x}$,
 $p^+(\mathbf{x}) = \sup \{p(\mathbf{x}), 0\}$ в общую силу трения $T = \mu \int_{\Omega} \tilde{p}(\mathbf{x}) d\mathbf{x}$, оценивается отношением

$$C_a = T_a / T = \left(\int_{\Omega} (\tilde{p}(\mathbf{x}) - p^+(\mathbf{x})) d\mathbf{x} \right) / \int_{\Omega} \tilde{p}(\mathbf{x}) d\mathbf{x} \leq 1,$$

$$Ca = 0 \text{ при } w = 0 \text{ и } Ca = 1, \text{ если } p(x) < 0. \quad (2)$$

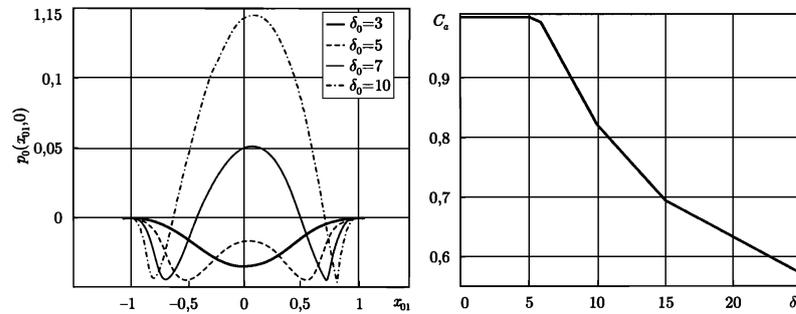


Рис. 1.

При дискретизации безразмерной формы уравнений (1) (при $f(\mathbf{x}) = A|\mathbf{x}|^2$, как в задаче Герца) использовался метод коллокации и соответствующее дискретное уравнение решалось модифицированным методом Ньютона. Для случая ДМТ контактов отдельных неровностей и безразмерных величин $\mu\beta = 0,398$, $\delta c/\sigma = 0,625$, $\lambda\eta_s P_c \delta_c^{-1/2} A^{-1/2} = 0,239$, $x_0 = (A/\delta)1/2x$ на рис. 1 показано безразмерное номинальное контактное давление $p_0(x_0) = \lambda(\delta c A) - 1/2p$ при $x_0 = (x_0, 0)$ и зависимость Ca от $\delta_0 = \delta/\delta c$. Величины $P_c = 1,5\pi w R$, $\delta c = (3\pi^2 w^2 R / (4K^2))^{1/3}$ могут рассматриваться как масштабы для малых сил и перемещений соответственно [8] (R – условная кривизна неровностей, σ – стандартное отклонение высот неровностей, $K = 4E^*/3$, η_s – количество высот неровностей, приходящееся на единицу площади).

Модель скользящего контакта предсказывает межповерхностные номинальные сдвиговые напряжения при отрицательном ($p < 0$) номинальном контактном давлении, т.е. при растяжении в области контакта. Как и в классическом скользящем контакте, сдвиговые напряжения мало влияют на нормальные контактные напряжения, а сдвиговые напряжения зависят от нормального контактного давления. При положительном контактном давлении ($p > 0$) эта модель также предсказывает существование адгезионной компоненты межповерхностных сдвиговых напряжений, обусловленной адгезией отдельных неровностей (как сжатых, так и растянутых).

Список литературы:

1. Дерягин Б.В. Молекулярная теория трения и скольжение // Журнал физ. химии. – 1934. – 5. – С. 1165 – 1172.
2. Maugis D. Contact, adhesion and rupture of elastic solids. – Berlin: Springer-Verlag, 2000. – 414 p.
3. Johnson K.L. Non-Hertzian contact of elastic spheres. // In: The mechanics of the contact between deformable bodies, ed. by de Pater, Kalker. – Delft: University Press, 1975. – P. 26 – 40.
4. Галин Л.А. Контактные задачи теории упругости и вязкоупругости. – М.: Наука, 1980. – 304с.
5. Джонсон К. Механика контактного взаимодействия. – М.: Наука, 1989. – 510 с.
6. Goryacheva I.G. Mechanics of discrete contact // Tribology Intern. – 2006. – 39, No 5. – P. 381-386.7.
7. Галанов Б.А. Пространственные контактные задачи для упругих шероховатых тел при упругопластических деформациях неровностей // Прикл. матем. и мех. – 1984. – 48, № 6. – С. 1020 – 1029.
8. Borodich F.M., Galanov B.A. Non-direct estimations of adhesive and elastic properties of materials by depth-sensing indentation // Proc. R. Soc. A. – 2008. – 464. – P. 2759 – 2776.

Работа выполнена при поддержке Государственного фонда фундаментальных исследований Украины (проект Ф40.1/031).

ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИИ НЕРОВНОСТЕЙ ШЕРОХОВАТЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ ТЯЖЕЛОНАГРУЖЕННОГО СМАЗАННОГО КОНТАКТА

Данилов В.Д.

Россия, Учреждение РАН Институт Машиноведения РАН, danilovvd@mail.ru

RESEARCHING OF DEFORMATION OF ROUGHNESS RUGGED SURFACES OF LUBRICATED HEAVYLOADING CONTACT.

Danilov V.D.

It has researched deformation of roughness rugged surfaces by luminescence of lubricate.

Смазка деталей машин обычно осуществляется минеральными маслами, которые представляют собой сложную смесь нафтно-парафиновых, нафтно-ароматических и полициклических углеводородов, относящихся к различным классам органических веществ. Молекулы этих углеводородов состоят из соединений бензольных, алкильных, ксантеновых и большого числа других циклических группировок. Многие вещества, входящие в состав этих группировок (например, антрацен и его производные), способны светиться под действием ультрафиолетового света. Способность масел излучать видимый свет под действием ультрафиолетовых лучей при внешних возбуждениях называется люминесценцией. Таким образом, разработанный бесконтактный способ измерения люминесценции от масляной пленки позволяет найти количественную связь между свечением масла и толщиной масляной пленки, а также оценить относительную деформацию неровностей при разрыве масляной пленки на них.

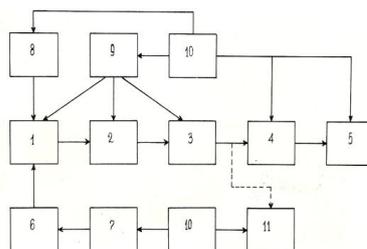


Рис.1 Блок-схема

Блок-схема измерительного тракта представлена на рис.1, где цифрами обозначены: 1 – фотоэлектрический датчик; 2 – усилитель импульсов; 3 – компенсатор; 4 – усилитель постоянного тока; 5 – электронный автоматический потенциометр; 6 – источник ультрафиолетового света; 7 – блок питания источника ультрафиолетового света; 8 – источник питания фотоэлектронного умножителя; 9 – источник питания усилителя импульсов и компенсатора; 10 – феррорезонансный стабилизатор; 11 - электронный автоматический потенциометр.

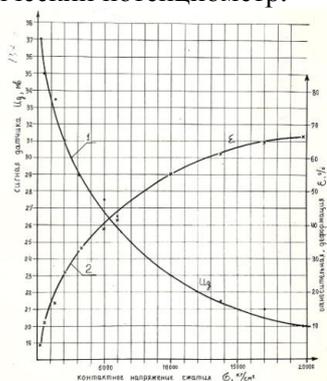


Рис.2 Люминесценция масла U_{ϕ} (1) и относительная деформация неровностей ε (2) от контактного напряжения σ .

Процесс измерения деформации неровностей состоит в следующем. После предварительной обработки шероховатых поверхностей испытуемого и нажимного дисков в их контакт вводится малое количества масла, достаточное для заполнения впадин неровностей. Испытуемый диск приводится во вращение с малой скоростью и при нагрузке, исключая образование гидродинамической масляной пленки, что регистрируется наличием металлического контакта по вершинам неровностей, подтверждающим разрыв масляной пленки на вершинах. Для этого используется метод измерения «процента времени металлического контакта». В ходе этого эксперимента, нагрузку на контакте увеличивали ступенчато до контактного напряжения $\sigma = 2000$ МПа и регистрировали сигнал U_o люминесцентного свечения (рис.2, кривая 1). По зависимости U_o от σ устанавливалось изменение относительной деформации ε от контактного напряжения.

РОЛЬ ГИДРОДИНАМИЧЕСКОЙ МАСЛЯНОЙ ПЛЕНКИ НА ДИСКРЕТНЫХ ПЯТНАХ КОНТАКТА В СТОЙКОСТИ ШЕРОХОВАТЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ

Данилов В.Д.

Россия, Учреждение РАН Институт Машиноведения РАН, danilovvd@mail.ru

ROLE OF HYDRODYNAMIC OIL LAYER ON THE DISCRETE SPOTS OF CONTACT IN THE DURABILITY OF RUGGED SURFACES

Danilov V.D.

Contact strength of rugged surfaces is considered with micro-EHD theory

Контактная прочность деталей машин, у которых небольшая и средняя твердость поверхностных слоев и не очень высокая гладкость после приработки, определяется контактным давлением, возникающим на дискретных участках шероховатых поверхностей.

При вхождении в зону контакта дискретного пятна на нем формируется масляная пленка, толщина h_o и несущая способность которой зависят от скорости dh/dt приближения пятна к противоположной поверхности, формы и размера L пятна. В свою очередь размер дискретного пятна определяется контактным давлением p_d и деформацией ζ_d (как правило, упругой) пятна, вокруг которого существуют контактное давление p_c и толщина слоя h_c .

Параметры p_c , h_c и dh/dt , от которых зависит толщина h_o , следует определять в точке встречи дискретного пятна с противоположной поверхностью, где контактное давление p_d невелико и можно пренебречь деформацией пятна. После того, как дискретное пятно вошло в зону высоких давлений, контактное давление p_d на нем резко возрастает и деформацией пятна нельзя пренебрегать. При этом учитывается влияние на ζ_d параметров смазочной среды вокруг дискретного пятна и на самом дискретном пятне, а также параметр шероховатости, включающий максимальную высоту и средний шаг неровностей. Величина ζ_d является уровнем, на котором определяется плотность η_f фактических контактов шероховатостей этих участков.

Среднее контактное давление на дискретном пятне контакта p_{cp} зависят от параметра

$$L = \frac{l}{h_g} \left(\frac{p_o}{10^4} \right)^{1/3},$$

где $p_o = p_{cp} - p_c$, l – ширина полоски дискретного контакта. На рис.1 приведены полученные значения p_{cp} при двух температурах для дискретного пятна в виде полоски и при $p_c = 500$ МПа.

Параметр L определяется по значениям толщины масляной пленки h_c вне дискретных пятен и упругой деформации дискретного пятна ζ_o . В качестве примера полученных результатов приведен график (рис.2) для полоски при 50 0С, при наибольшем контактном давлении по Герцу $\sigma_f = 500$ МПа и приведенном радиусе кривизны $\rho = 5$ см.

Толщина масляной пленки на дискретном пятне в форме полоски рассчитывается по зависимости, учитывающей изменение вязкости μ_0 с ростом пьезокоэффициента α от давления:

$$h_{\delta} = \sqrt[3]{\frac{3(m-1) \cdot A_{\mu} \cdot \mu_0}{8 \cdot 10^3 \cdot a_{ex} / 250} \cdot \left(\frac{p_c}{10^3}\right)^{m-1} \cdot \left(\frac{dh}{dt}\right)} \cdot l^2. \quad (1)$$

Для обычно употребляемых масел при $t=50$ °С и изменении давления от 100 до 250 МПа параметры $A_{\mu} = 60$ и $m = 2,5$. При давлении на полоске контакта, превышающем 250 МПа, значения параметров A_{μ} и m выбираются соответственно равными 47 и 3.

При определении ширины полоски контакта l в зависимости от избыточного давления $p_{max} - p_c$ исходим из того предположения, что профиль неровности в разгруженном состоянии может быть смоделирован квадратной параболой в случае хорошо приработанных поверхностей и параболой полуторной степени в случае плохо приработанных или неприработанных грубых поверхностей.

В результате расчета разности контактных перемещений $\Delta\zeta_{\delta}$ вершины неровности в средней точке и на расстоянии $l/2$, а также приравнивая величину $\Delta\zeta_{\delta}$ стрелке хорды параболы, получим: для

квадратной параболы $l = \frac{(\bar{p}_{max} - \bar{p}_c)}{6,02} \cdot \Pi$; для параболы полуторной степени

$$l = \frac{(\bar{p}_{max} - \bar{p}_c)^2}{7,99 \cdot 10^3} \cdot \Pi \cdot \Pi_1^{0,5}. \text{ В этих формулах: } \Pi = \frac{S_m^2}{R_{max} E}; \Pi_1 = \Pi / R_{max}; R_{max} \text{ и } S_m -$$

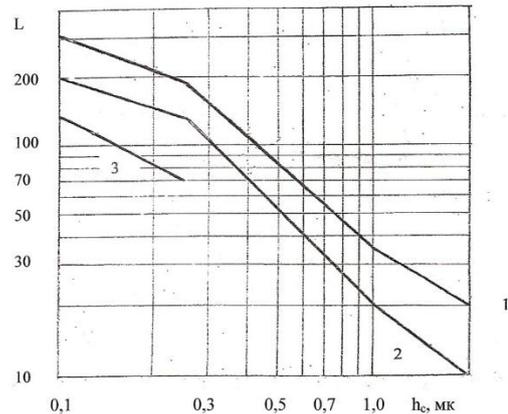
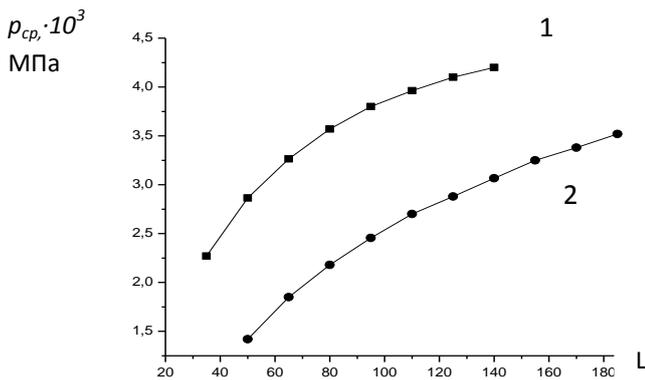


Рис.1 Зависимость p_{cp} от параметра шероховатости L: 1 - 50 °С; 2 - 100 °С.

Рис.2 Параметр шероховатости L от h_c при упругой деформации дискретного пятна ζ_{δ} : 1 - $\zeta_{\delta} = 1,0$; 2 - $\zeta_{\delta} = 0,5$; 3 - $\zeta_{\delta} = 0,2$.

Значения $\frac{dh}{dt}$, A_{μ} , h_c и p_c берутся из решений термо-контактно-гидродинамических задач в частных случаях, когда h_c изменяется от 0,1 до 1,0 мк, а контактное напряжение по Герцу – от 10^3 до $2,6 \cdot 10^3$ МПа.

Определение контактных давлений на дискретных пятнах контакта, определение давления среды между пятнами и связи их с контактным давлением по Герцу, что стало возможным в результате решений задач контактно-гидродинамической теории смазки (при разных толщинах масляной пленки, контактных давлениях по Герцу и приведенных радиусах кривизны поверхностей) и микро-контактно-гидродинамической теории смазки, позволило получить следующие зависимости для области с ограниченным пределом усталости:

$$\zeta_0 = 0,028 \cdot \left(\frac{H_B \beta}{130 N_{Ц}^{0,1}} \right)^3 \cdot \frac{t}{50} \cdot h_c;$$

$$\frac{\sigma_r}{10^4} = 0,56 \cdot (1 - \eta_\phi) + 1,18 \cdot \frac{\beta \cdot H_B}{130 \cdot N_{Ц}^{0,1}} \cdot \eta_\phi$$

где H_B - твердость поверхности по Бринеллю менее твердого тела; β - коэффициент наклепа поверхностного слоя; $N_{Ц}$ - число циклов напряжений.

Эти формулы показывают, что η_ϕ уменьшается с увеличением $N_{Ц}$ и увеличивается с увеличением h_c , t и H_B , что соответственно сказывается на несущей способности контактных поверхностей. Приближенные расчеты значений η_ϕ при допущении, что $\zeta_0 = R_{a\Sigma}$, приводят к следующим значениям для поверхностей: грубых – 0,23; гладких – 0,32. По результатам экспериментов можно ориентироваться на следующие значения коэффициента наклепа: - для сталей, закаленных т.в.ч. на твердость более 40 HRC $\beta = 1,0 - 1,1$; - для сталей, улучшенных до твердости (250 – 320) H_B , $\beta = 1,2 - 1,3$. Для сталей с твердостью менее 250 H_B можно принимать $\beta = 1,3$ и при числе $N_{Ц}$ менее 0,5 млн. можно увеличить ζ_0 в 2 – 3 раза, исходя из предположения о наличии значительных пластических деформаций на участках дискретного контакта. Для числа $N_{Ц}$ от 1 до 4 млн. значение σ_r оказывается заниженным, что можно объяснить худшей приработкой поверхностей, приводящей к низким значениям η_ϕ .

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ СИСТЕМНОГО ПОДХОДА ДЛЯ АНАЛИЗА РЕЛЬЕФА ПОВЕРХНОСТЕЙ ТРЕНИЯ

Колмаков А.Г.,¹ Хейфец М.Л.,² Просвирнин Д.В.,¹ Зверев А.А.,¹ Чернышова Т.А.,¹
Кобелева Л.И.,¹ Пивоварчик С.В.,¹ Клименко С.А.³

¹ИМЕТ РАН

²ГНПО «Центр» НАН Беларуси

³ИСМ им. В.Н. Бакуля НАН, Украина

kolmakov@imet.ac.ru

Образование поверхности трения связано с большим количеством протекающих процессов и параметров, поэтому адекватное описание ее структуры целесообразно проводить с использованием системного подхода. Среди перспективных направлений применения системного подхода можно назвать мультифрактальный и вейвлет-анализ [1-4]. В данной работе возможности применения этих направлений рассмотрено на примере анализа поверхности трения литых композиционных материалов (КМ) на базе алюминиевого сплава АК12, в который введены различные наполнители - высокомодульные керамические частицы SiC (средний диаметр $\varnothing 30$ мкм) и Al_2O_3 ($\varnothing 40$ мкм), а также частицы графита ($\varnothing < 400$ мкм) в качестве сухой смазки [5]. Испытания проводили по схеме осевого сухого трения втулок при постоянных нагрузках 70, 108 и 144 Н и скоростях скольжения, изменяемых в пределах от 0,2 до 1,85 м/с (300-1500 об/мин). Контртела были изготовлены из стали 40Х (HRC \geq 45). Оценивалась нагрузка и скорость скольжения, приводящие к схватыванию и заеданию.

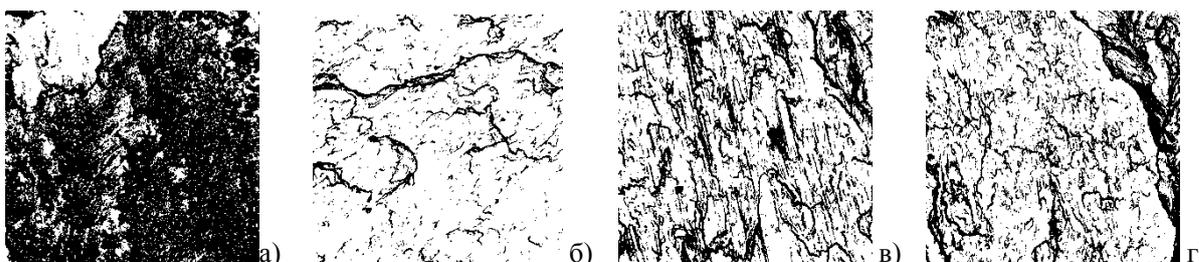


Рис.1 Характерный вид рельефа поверхности трения некоторых образцов: 2 - 5% SiC (а); 3 - 2,5% SiC + 1,25% С (б); 4 - 2,5% Al_2O_3 (в); 5 - 2,5% Al_2O_3 + 2,5% С (г)

Таблица 1.				
№ образцов	2	3	4	5
Наполнители	5%SiC	2,5%SiC+1,25%C	5%Al2O3	2,5%Al2O3+2,5%C
D200	1,665	1,953	1,637	1,479
Δ 200	0,246	0,020	0,28751	0,293
f200	0,408	0,669	0,31851	0,395
Таблица 2				
Характеристики вейвлет-спектров	№ образцов			
	1 (без армирующих компонентов)	2	3	
α wave	160,803	192,327	103,084	
α mhat	195,728	223,608	123,074	
β wave	1,32975	2,29628	1,15961	
β mhat	1,95817	3,02989	2,11741	

Для количественного описания структур поверхности трения использовали методику, основанную на информационной интерпретации мультифрактального формализма [1,2]. Анализировались квадратные участки размером 700x700 пикселей, вырезанные из РЭМ-изображения рельефа задира (рис.1). Наиболее информативными мультифрактальными характеристиками (табл. 1) являются: обобщенные размерности (энтропии) Реньи D_q , количественные характеристики однородности f_q и упорядоченности Δ_q . Высокие значения D_q соответствуют более неравновесным условиям формирования структуры. Чем выше показатель f_q , тем более равномерно распределены единичные элементы структуры в охватывающем ее евклидовом пространстве при каноническом варианте расчета. Увеличение Δ_q для исследуемых структур показывает, что их конфигурация становится более упорядоченной. Для КМ с добавками Al_2O_3 и SiC можно отметить, что формирование структур поверхности трения в режиме задира протекает в примерно одинаковых термодинамических условиях. Добавление графита к КМ, армированному SiC, приводит к увеличению степени неравновесности термодинамических условий формирования изучаемой структуры, в то время как добавление графита к КМ, армированному Al_2O_3 , приводит к более равновесным условиям. В первом случае это связано с тем, что переход в заDIR происходит при больших нагрузках и скоростях скольжения. Во втором случае значения нагрузки, соответствующей переходу в заDIR, не изменяется, однако, по-видимому, графит, препятствует схватыванию и облегчает протекание процессов разрыва адгезионных связей. Наибольшая степень упорядоченности структур поверхности трения характерна для КМ с добавками Al_2O_3 . При этом добавление в них графита не приводит к заметным изменениям степени упорядоченности, но вызывает некоторое увеличение однородности структур. Таким образом, добавка Al_2O_3 в наибольшей степени способствует фрагментации очагов схватывания и возрастанию частоты чередования процессов схватывания и разрыва связей, что и приводит к образованию поверхности трения с более упорядоченным рельефом. Добавление графита, должно способствовать более равномерному протеканию рассматриваемых процессов. Добавка SiC по сравнению с Al_2O_3 в меньшей мере способствует склонности к фрагментации и повышению частоты процессов схватывания и разрыва, а сами процессы протекают более равномерно на поверхности трения. Дополнительное введение в состав КМ графита еще в большей степени усиливает это различие, что приводит к формированию у таких образцов наименее упорядоченных и наиболее однородных структур поверхности трения. В результате полиармированные образцы КМ, содержащие SiC и графит, отличаются наилучшими характеристиками задиростойкости.

Для количественного описания рельефа поверхности трения применялась также методика вейвлет-анализа [3]. Для исходной информации о структурах рельефа поверхности трения использовали профилограммы с масштабом 10мм = 1мкм. Наиболее информативными характеристиками вейвлет-анализа для конкретных спектров являются характеристики α и β [3], которые приведены в табл.2.. Если материнский вейвлет представляет из себя выделенный пик (т.е. анализируются резкие неровности профиля), то чем выше α тем больше износ, а чем выше β тем неравномернее износ – большие β отвечают резко изрезанным профилям. Для случая, когда материнский вейвлет представляет из себя площадку размера носителя с резкими обрывами по краям (т.е. анализируются ровные участки профиля), трактовка α и β меняется: α ведет себя также, а β теперь является показателем равномерности, чем

выше β тем равномернее износ – большие β отвечают профилям с ровными участками и равномерным износом. Анализ картин линий уровня (изолиний) различных вейвлетов на малых масштабах координат показал, что результаты обоих преобразований практически совпадают, однако картина меняется для масштабов превышающих основной вклад профилограммы. Так для МНАТ преобразования в целом характерно очень четкое повторение профиля с узко выраженным максимумом основного вклада профиля, для WAVE преобразования получается картина с размытым максимумом и также более размытым сигналом. Исходя из полученных изолиний, можно сделать вывод, что при необходимости тонкого изучения профиля больше подойдет МНАТ преобразование, если напротив нужно выяснить общий характер профиля, не обращая внимания на мелкие детали, то следует использовать WAVE преобразование. Форма зависимости от применения четных или нечетных вейвлетов меняется не сильно, а в большей степени зависит от формы материнского вейвлета. При этом оказалось, что МНАТ-вейвлет более чувствителен, чем WAVE. В частности, на диаграмме для МНАТ-вейвлета четко виден «провал» β для 1-го образца, чего не выявляет WAVE-вейвлет.

Таким образом, формирование структур поверхности трения в режиме задира протекает в приблизительно одинаковых термодинамических условиях для Al_2O_3 и SiC. Добавление SiC по сравнению с Al_2O_3 в меньшей мере способствует фрагментации и повышению частоты процессов схватывания и разрыва, а процессы эти протекают на поверхности трения более равномерно. Добавление графита к КМ, армированному SiC, приводит к увеличению степени неравновесности термодинамических условий формирования структур. Дополнительное введение в состав КМ графита в еще большей степени усиливает различие между Al_2O_3 и SiC, что приводит к формированию наименее упорядоченных структур поверхности трения. Комплексное применение мультифрактального и вейвлет-анализа позволяет выявить плохо различимые другими отдельными методами отличия и оценить системные характеристики структур материалов, количественно охарактеризовать процессы самоорганизации в структурах.

Список литературы:

1. Встовский Г.В., Колмаков А.Г., Бунин И.Ж. Введение в мультифрактальную параметризацию структур материалов, Ижевск: НИЦ «Регулярная и хаотическая динамика», 2001, 116 с.
2. Колмаков А.Г., Использование положений системного подхода при изучении структуры и особенностей пластической деформации и разрушения металлических материалов. // *Металлы*, 2004, №4, с. 98-107.
3. Колмаков А.Г. Зверев А.А. Применение современных математических методов для системного описания структур материалов // В сб. Науч. тр. под ред. академика К.А. Солнцева «Институту металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН - 70 лет», М.: Интерконтакт Наука, 2008, 736 С., С.660-675.
4. Витязь П.А. Многоуровневый системный физико-химический, мультифрактальный и вейвлет-анализ изображений структур наноматериалов и их свойств/ П.А Витязь [и др.] // *Вестник Полоцкого*. – 2011, № 4. – С. 14 – 25.
5. Чернышова Т.А., Кобелева Л.И., Шебо П., Панфилов А.В. Взаимодействие металлических расплавов с армирующими наполнителями. М.: Наука, 1993, 272 с.

Работа выполнена при поддержке грантов РФФИ 09-03-01063-а, 10-08-90015-Бел_а (БРФФИ № Т10Р-067), РФФИ, 11-08-90415-Укр_ф_а

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ СИГНАЛОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ДЛЯ АНАЛИЗА ПРОЦЕССА ИЗНАШИВАНИЯ СТАЛИ 110Г13Л ПРИ СУХОМ ТРЕНИИ СКОЛЬЖЕНИЯ

Колубаев Е.А.,¹ Колубаев А.В.,² Рубцов В.Е.,¹ Тарасов С.Ю.¹

¹Россия, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, Томск, Россия

²Россия, Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, Россия
eak@ispms.ru

USING AN ACOUSTIC SIGNAL FOR ANALYSIS OF HADFIELD STEEL DRY SLIDING WEAR

Kolubaev E.A., Kolubaev A.V., Rubtsov V.Ye., Tarasov S.Yu.

Analysis of changes in a spectrum of an acoustic signal during ball bearing steel - Hadfield steel dry sliding wear has been carried out. A correlation of acoustic signal parameters with Hadfield steel friction and wear was found. The result obtained can be useful for development of new methods of non-destructive surface layers control, for new wear resistant coatings creation as well as for choosing of permissive exploitation modes for heavy duty friction units.

Экспериментальные методы используемые при исследовании трения постоянно развиваются, но несмотря на это, многие проблемы, касающиеся износостойкости материалов, до сих пор остаются актуальными. Это, главным образом, связано со сложностью и многогранностью процесса трения. Деградация поверхностного слоя при трении, обусловлена многими факторами, основными из которых являются пластическое течение материала в поверхностном слое, микроразрушение в области интенсивной пластической деформации и отделение частиц износа, вызванное адгезионным взаимодействием. Обычно эти процессы взаимосвязаны, но, тем не менее, получение информации о доминировании того или иного фактора позволяет получить представление о характере изнашивания, а значит, и найти способ управления этим процессом. Что является крайне важным для дальнейших разработок износостойких покрытий, материалов и прогнозирования реального ресурса работы трибосопряжения.

Сложный характер физико-механических процессов, протекающих при трении и износе, диктует необходимость искать новые методы анализа, которые могут дать информацию о процессах, происходящих в зоне трения, и позволят судить о реальном ресурсе работы пары трения. К числу наиболее перспективных методов изучения эволюции поверхностного слоя при трении следует отнести метод акустической эмиссии (АЭ). Так как взаимодействие при трении происходит на выступах микронеровностей и реальная площадь контакта значительно меньше номинальной поверхности трения, то в зоне контакта развиваются высокие напряжения и протекают различные процессы, которые, в свою очередь, приводят к генерации акустических сигналов.

Регистрация сигналов акустической эмиссии широко используется в материаловедении и как метод неразрушающего контроля уже несколько десятилетий. Однако, до настоящего времени, состояние исследований в области трибологии не позволяет разработать однозначных критериев для идентификации событий на поверхности трения по сигналу АЭ для произвольной пары трения в произвольных условиях эксперимента. Как правило, для исследуемой пары трения соответствие события на контактной поверхности и регистрируемого акустического события в заданных условиях трения устанавливается экспериментально. Современной задачей исследований является выяснение того, какую информацию о состоянии поверхностных слоев при трении можно получить из анализа регистрируемых сигналов акустической эмиссии и как ее использовать при изучении изнашивания.

Целью данной работы является сравнительный анализ изменения частотных и амплитудных характеристик акустического сигнала в процессе трения для пары трения сталь ШХ-15 – сталь 110Г13Л, для чего использовались Фурье-спектры сигнала АЭ.

Для данного сопряжения в условиях сухого трения характерно адгезионное взаимодействие поверхностей [7], которое по мере возрастания фактической площади касания вызывает интенсивный рост энергии акустического сигнала. Действительно, наши эксперименты показали, что энергия акустического сигнала в процессе трения указанной пары при нагрузке 2Н на индентор проходит

стадии возрастания и уменьшения. Эти изменения энергии коррелируют с изменениями медианной частоты, делящей площадь под кривой спектральной плотности энергии на две равные части, и коэффициента трения, которые приведены на рис. 1. Видно, что на начальном этапе испытаний величина коэффициента трения не превышает 0,2, а далее наблюдается ее возрастание, сопровождающееся изменениями квазипериодического характера. Это связано с изменениями площади фактического касания и, соответственно, с адгезионным взаимодействием сопряженных поверхностей. Такой характер трения характеризуется повышенным износом образца и контртела. Анализ спектров акустической эмиссии, соответствующих разным этапам этого процесса, показал, что возрастание медианной частоты обусловлено появлением в спектре «высокочастотной» составляющей, тогда как другие стадии, за исключением начальной, характеризуются спектром АЭ только в области относительно низких частот.

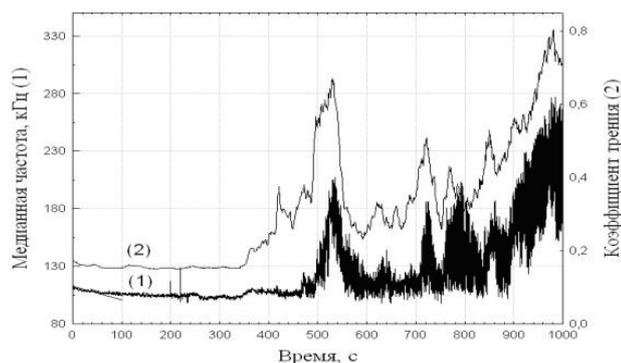


Рис. 1. Зависимость медианной частоты сигнала (1) и коэффициента трения (2) от времени.

Если исходить из того, что возрастание уровня АЭ вызвано увеличением адгезионного взаимодействия, то частота акустического сигнала должна уменьшаться, так как при возрастании адгезии в колебательный процесс вовлекаются все большие объемы материала. А поскольку мы наблюдаем появление высокочастотной составляющей спектра, то можно предположить, что в процесс генерации акустического сигнала существенный вклад вносит образование и отделение частиц износа. Единичные отделения частиц износа не могут вызвать возбуждение всего образца, вследствие чего они не определяются при регистрации интегральных характеристик АЭ. В свою очередь массовое образование частиц износа изменяет жесткость связи образца и контртела, поэтому лавинообразное отслоение приповерхностного слоя в зоне контакта сопровождается возбуждением высокочастотных сигналов.

Наши исследования показали, что интенсивность счета акустических сигналов коррелирует с изменениями медианной частоты, максимумы которой отражают моменты разрушения поверхностного слоя в трибоконтакте. Можно предположить, что и разрушение поверхности образца, и разрушение контртела сопровождаются соответствующим акустическим сигналом. Однако только по интенсивности счета или по изменениям медианной частоты нельзя достоверно разделить эти процессы. Для этого необходим комплексный анализ всех параметров акустической эмиссии.

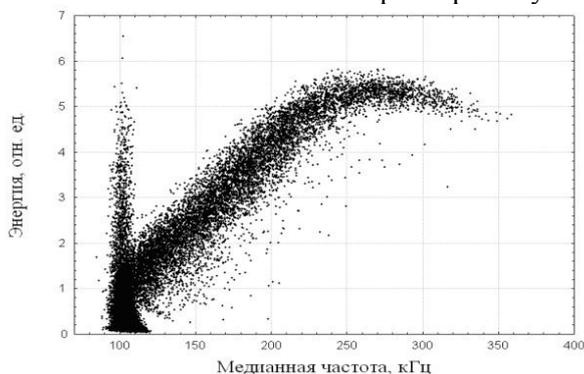


Рис. 2. Зависимость энергии акустического сигнала от медианной частоты.

В этой связи интересно проанализировать зависимость энергии акустического сигнала от медианной частоты. Как следует из рис. 2, точки на экспериментальной кривой разделились на две

группы. Это свидетельствует о том, что в зоне трения преобладают два процесса, протекающие в разных частотных интервалах. Одному из этих процессов соответствует больший частотный интервал акустических сигналов и большая плотность точек во всем интервале частот. Второй процесс характеризуется узким частотным интервалом в «низкочастотной» области. Существование двух областей на данной зависимости объясняется тем, что основу спектра всех сигналов акустической эмиссии определяет суперпозиция колебаний от одновременно протекающих в контакте процессов, таких как пластическое деформирование, микрорезание, образование и разрывы адгезионных мостиков сварки и отделение частиц износа. Отличия спектров в различных группах определяются, таким образом, процессом, доминирующим в определенный момент времени. Можно также предположить, что разделение акустических сигналов на два кластера обусловлено различным излучением ультразвука контртелом и образцом в результате деградации поверхностного слоя.

Таким образом, установлена взаимосвязь между параметрами сигналов акустической эмиссии и характером трения и изнашивания стали 110Г13Л. Полученные результаты исследований могут быть полезны для создания новых методов неразрушающего контроля поверхностных слоев при трении, для создания новых износостойких материалов и покрытий, а также для подбора наиболее щадящих режимов эксплуатации материалов в ответственных узлах трения.

Работа выполнена по Проекту Ш.20.2.4. «Изучение механизмов трения и эволюции структуры поверхностных слоев металлов, сплавов и композиционных материалов в различных условиях фрикционного контакта на основе многоуровневого подхода» Программы Ш.20.2. «Научные основы создания материалов и покрытий с неравновесными структурно-фазовыми состояниями на основе многоуровневого подхода», при поддержке РФФИ (грант 10-08-00629);

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЗАИМОСВЯЗИ ПРОЧНОСТИ, ТВЕРДОСТИ И ИЗНОСА ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Кондратюк А.А.,* Муленков А.Н.**

**Россия, Национальный Исследовательский Томский Политехнический Университет
**ИФПМ СО РАН, man23@sibmail.com*

INVESTIGATION OF THE RELATIONSHIP BETWEEN STRENGTH, HARDNESS AND WEAR OF POLYMER COMPOSITE MATERIALS

Kondratyuk A.A., Molenkov A.N.

The experimental data on the influence of the filler volume on strength, hardness and wear in UHMW-PE composites are presented. The interrelations between these mechanical properties are considered.

Создание приборов и машин нового поколения с высокими технико-экономическими характеристиками отличающимися надежностью и долговечностью, тесно связано с применением перспективных конструкционных материалов, в том числе полимерных, на основе сверхвысокомолекулярного полиэтилена (СВМПЭ).

Термин «полимерные материалы» является обобщающим. Он объединяет три обширные группы синтетических пластиков, а именно: полимеры, пластмассы и их морфологическую разновидность – полимерные композиционные материалы, или как их еще называют – армированные (наполненные) пластики. Общим для перечисленных групп является то, что их обязательной частью является полимерная составляющая, которая и определяет основные технологические и термомодеформационные свойства полученного композита. Полимерная составляющая представляет собой органическое высокоорганизованное вещество полученное в результате химической реакции между молекулами исходных низкомолекулярных веществ – мономеров в присутствии комплексных металлоорганических катализаторов.

В данной работе авторами представлены результаты экспериментальных исследований влияния количества наполнителя на такие механические характеристики материала как предел прочности,

твердость и стойкость материала в условиях сухого абразивного износа. Прочность определялась путем растяжения опытных плоских образцов на исследовательской машине «Instron» модель 5582. Твердость полученных композиций была определена по трем методикам: по Шору и по IRHD (International Rubber Hardness Density) было проведено с использованием установки «Импульс-1Р». Твердость по Бринеллю определяли на твердомере модели «ТШ-2». Исследование износостойкости полимерных композиционных образцов в условиях сухого абразивного износа проводили на установке «ИИП-1», с использованием в качестве абразивного материала частиц оксида алюминия с заданной дисперсностью.

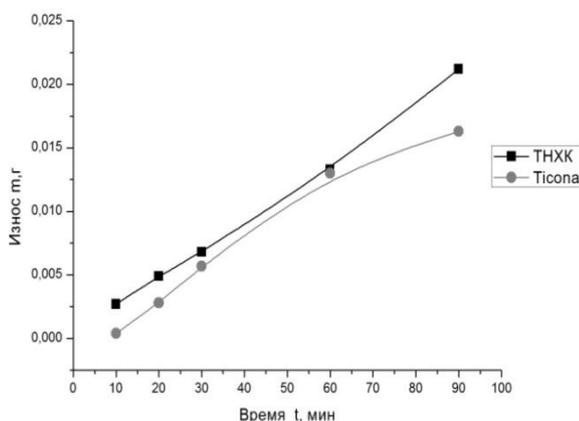


Рис.1 График зависимости износа от времени для СВМПЭ марок «ТНХК» и «Ticona»

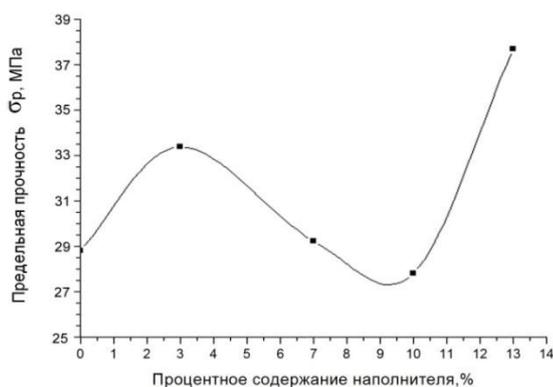


Рис.2 График зависимости предела прочности от процентного содержания наполнителя

Для создания композитов, в качестве наполнителя использовался мелкодисперсный электролитический порошок меди марки ПМС-1 с фиксированными значениями: 3, 7, 10 и 13 % (весовых). Модельные заготовки для образцов изготавливались методом горячего прессования (Г.П.) на установке спроектированной и изготовленной авторами. На первом этапе работы были сформованы образцы из СВМПЭ без наполнителей двух производителей: «ТНХК» (Россия) и «Ticona» (ФРГ). Предварительные исследования износа данных образцов показали более стабильные результаты, получаемые при использовании СВМПЭ производимого «ТНХК», что показано на рисунке 1. Как видно из приведенных графиков матрица СВМПЭ производства «ТНХК» показывает более стабильный результат в диапазоне проводимых исследований по сравнению с образцом изготовленным из порошка фирмы «Ticona». Численные значения пределов прочности образцов композиционных материалов полученные при испытаниях на растяжение приведены на рисунке 2.



Рис. 3 График зависимости твердости по Шору от процентного содержания наполнителя в композиции

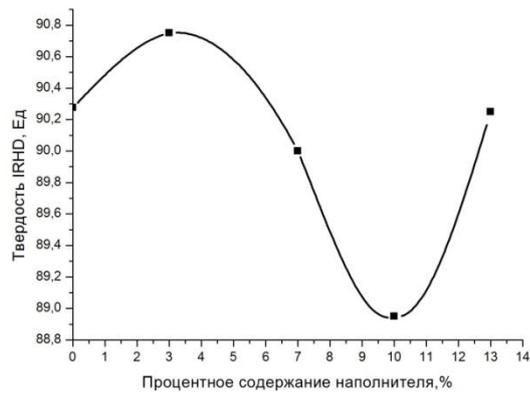


Рис. 4 График зависимости твердости в единицах IRHD от процентного содержания наполнителя в композициях

Экспериментальные результаты, полученные при определении твердости по трем вышеуказанным методикам, приведены в виде графиков на рисунках 3,4 и 5. Исследования износа образцов проводились с фиксированием его величины через 10, 20, 30, 60 и 90 минут соответственно, с точностью 0,0001 грамма, с использованием оптико-механических весов марки «ТУР WA-33», и представлены в виде пяти графиков на рисунке 6.



Рис. 5 График зависимости твердости по Бринеллю от процентного содержания наполнителя в композициях

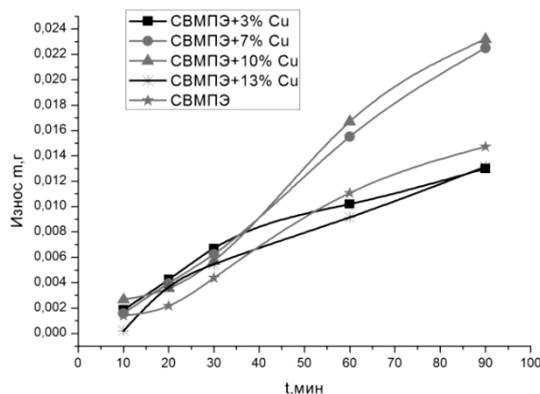


Рис. 6 График зависимости износа от времени, для композиций с различным процентным содержанием наполнителя

Комплексный анализ вышеприведенных, полученных экспериментальным путем данных указывает на то, что введение в качестве наполнителя Cu в количестве 10% приводит к одновременному, максимальному снижению абсолютных показаний прочности, износа и твердости, по сравнению с величинами исходной матрицы (из СВМПЭ). Максимальные значения измеряемых параметров определяются при введении наполнителя в количестве 3%. Следует отметить, что при увеличении количества наполнителя до 13 % и выше, абсолютная величина всех исследуемых механических характеристик начинает возрастать.

СООТНОШЕНИЕ «МИКРОСКОПИЧЕСКОЙ ОБРАТИМОСТИ» И «МАКРОСКОПИЧЕСКОЙ НЕОБРАТИМОСТИ» ПРИ РЕАЛИЗАЦИИ ЭФФЕКТА БЕЗЫЗНОСНОСТИ В КОМПРЕССИОННЫХ ХОЛОДИЛЬНИКАХ

Коржув М.А., Катин И.В., Гранаткина Ю.В.

*Российская федерация, Учреждение Российской академии наук Институт Металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН,
e-mail: korzhuev@ultra.imet.ac.ru*

PARITY OF «MICROSCOPIC CONVERTIBILITY» AND «MACROSCOPIC IRREVERSIBILITY» AT REALIZATION OF ZERO WEAR EFFECT IN THE COMPRESSIVE REFRIGERATORS

Korzhuev M.A., Katin I.V., Granatkina Yu. V.

Zero wear effect, responsible for long service life of the compressive refrigerators, is presented as a display of microscopic convertibility of mechanical phenomena occurring at the macroscopic level in strongly nonequilibrium dissipative system formed by compressor, refrigerating medium, protective copper film and copper details of heat exchangers.

Известно, что компрессионные холодильники могут работать без капитального ремонта до 30-50 лет и более. При этом основные узлы трения компрессоров холодильников практически не изнашиваются (эффект безызносности (ЭБ)) [1]. Причиной ЭБ является образование защитной (сервовитной, от *servo vita* (лат.) – обслуживающая жизнь) пленки (СП) на основе меди ($h=1-2 \mu\text{m}$) на поверхностях основных узлов трения в результате растворения соединительных медных трубок компрессора и избирательного переноса (ИП) меди к узлам трения [1, 2]. Целью настоящей работы было исследование природы ЭБ и ИП меди в компрессионных холодильниках.

Для исследований были использованы детали бытового компрессионного холодильника «Снайге-15Е», непрерывно эксплуатировавшийся в течение 25 лет (рис.1). На всех поверхностях цилиндра и поршня компрессора, кривошипно-шатунного механизма (КШМ) и золотника,

находившихся в зоне фрикционного контакта, была обнаружена СП темно серого цвета, ответственная за малый износ узлов трения (рис.2.). Толщина СП на узлах трения составляла 1.5- 2.5 мм, ее общая площадь - $S \sim 108 \text{ cm}^2$, объем $V \sim 20 \text{ mm}^3$, масса меди $m \sim 0.18 \text{ g}$ (табл.I).

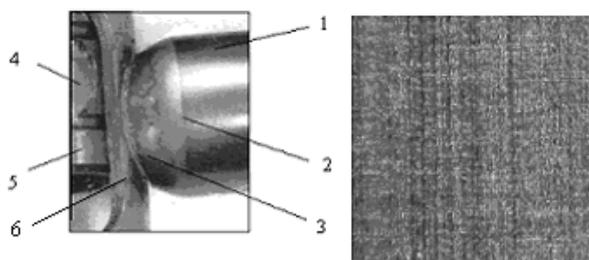


Рис.1. Паяный узел стыковки поршня компрессора (1) с цилиндром золотника (6). 2- граница сервопаяной пленки; 3- паяное соединение (Cu); 4- пленка (Cu); 5- поршень золотника (1х).

Рис.2 Сервопаяная пленка на поверхности поршня компрессора холодильника (110х).

Средняя величина зазора между различными сопряженными деталями узлов трения была менее $x = 30\text{-}35 \text{ }\mu\text{m}$. Поскольку прецизионные посадки при изготовлении соответствующих деталей холодильника не превышали $\pm 10 \text{ }\mu\text{m}$, износ деталей за 25 лет работы оказался минимальным ($\approx 10 \text{ }\mu\text{m}$) (табл.I). Путем измерения э.д.с. Е электрохимических ячеек

$$\langle X / \text{Э} / \text{Cu} \rangle \quad (1)$$

(здесь X= СП, либо стальные детали компрессора) в работе был обоснован механизм электрохимического переноса меди при ИП (табл.I). Э.д.с. Е электрохимической ячейки выражается соотношением $E = (\mu_{\text{Cu}} - \mu_{\text{Cu0}}) / (Ze)$ (здесь μ_{Cu} и μ_{Cu0} – химические потенциалы атомов меди в образце (X) и металлической меди, $Z=2$ - зарядовое число иона меди в электролите, e – элементарный заряд) [3]. Наблюдавшееся соотношение $E < 0$ (табл.I) указывало, что уровни химических потенциалов атомов меди в стальных деталях и СП связаны с уровнем химического потенциала меди в металлической меди соотношением $\mu_{\text{Cu}} < \mu_{\text{Cu0}}$, что предполагает возможность электрохимического переноса меди в системе в направлении $\text{Cu} \rightarrow \text{сталь}$ и $\text{Cu} \rightarrow \text{СП}$ [3, 4]. Согласно [1, 2], в зоне фрикционного контакта деталей компрессора в результате окисления масла образуются слабые кислоты, обладающие электролитическим действием. При этом вблизи поверхности свободных деталей концентрация электролита мала, локальные электрические поля $E \sim 0$, что обеспечивает ИП меди только в зоны трения.

Таблица I

Результаты исследования различных деталей холодильника и сервопаяной пленки (СП)

Детали компрессора	Зазор между парами трения, $x, \mu\text{m}$	Толщина СП, $\lambda, \mu\text{m}$	Площадь СП, S, cm^2	Э.д.с. электрохимической ячейки, E, V	
				СП / Э / Cu_1	сталь / Э / Cu_1
Поршень	30	1.5	~29	-0.122	-0.404
Цилиндр		1.7	~29	-0.117	-0.408
Вал КШМ	35	2.0	~25	-0.121	-0.407
Втулка КШМ		2.4	~25	-0.115	-0.407

Таким образом, причиной ИП меди в системе является э.д.с. Е электрохимической ячейки (1), образующейся при работе компрессора. Под действием э.д.с. ячейки Е ионы меди, а также заряженные комплексы («мицеллы» – медные частицы износа, покрытые адсорбированным слоем поверхностно активных веществ на основе хладагента) перемещаются в зоны фрикционного контакта, где образуют СП (рис.3). В процессе образования СП величина э.д.с. Е уменьшается, и процессы переноса меди замедляются. При этом величина э.д.с. Е электрохимической ячейки стабилизируется на небольшом отрицательном уровне (табл.I), отражающем совместное действие встречных процессов роста и износа СП.

Проведенные исследования показывают, что ЭБ в компрессионных холодильниках имеет «мезофизическую природу» и обеспечивается за счет ИП микроскопических объектов- ионов меди

(ионный радиус $r \sim 0.91 \cdot 10^{-10}$ м), а также частиц износа – «мицелл» ($r \sim (0.01- 0.1) \mu\text{m}$), которые поддерживают, в свою очередь, стабильность макроскопических объектов – сервоитных пленок ($h \sim 10^{-6}$ м [1]) и узлов трения ($l \sim 0.1$ м) (рис.3). Отмеченные масштабные соотношения отражают возможность обеспечения в неравновесных условиях обратимости макроскопических механических явлений (ЭБ) за счет использования известной фундаментальной «микроскопической обратимости» явлений на атомном уровне. Указанные процессы самоорганизации диссипативных систем широко распространены в природе и особенно характерны для живых организмов [5].

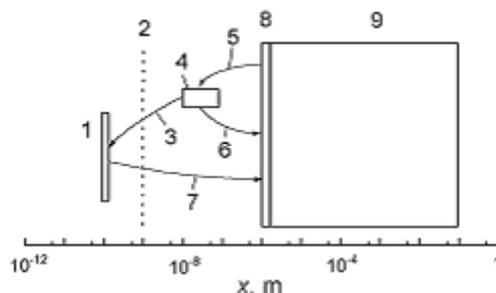


Рис.3. Соотношение размеров x объектов, участвующих в избирательном переносе меди (1, 4, 8, 9) и сопутствующие процессы (3, 6- 7). 1- ион Cu^{1+} ; 4- «мицеллы»; 8- СП; 9- детали компрессора (сталь). 5- износ СП; 6 – встраивание «мицелл» в СП за счет пластической деформации; 3, 7- электрохимический перенос меди к СП; 2- условная граница «микроскопической обратимости».

Выводы. Эффект безызносности, ответственный за длительный срок службы компрессионных холодоильников, представлен в работе как проявление микроскопической обратимости механических явлений на макроскопическом уровне, реализуемой в сильно неравновесных диссипативных системах, образуемых хладагентом, компрессором, сервоитной медной пленкой и медными деталями теплообменников.

Список литературы :

1. Гаркунов Д.Н. Триботехника. М.: Машиностроение. 1989. 328 с.
2. Гаркунов Д.Н., Крагельский И.В. Явление избирательного переноса меди и снижение износа пар трения. Государственный реестр открытий СССР. Научное открытие №41 от 12 ноября 1956 г.
3. Дамаскин Б.Б., Петрий О.А. Электрохимия. М.: Высшая школа. 1987. 296 с.
4. Коржуев М.А. Эффекты диффузионной связи между образцами суперионного $\text{Cu}_2\text{-xSe}$, разделенными жидким электролитом // ФХОМ. 1989. №3. С.121- 126.
5. Нанонаука и нанотехнологии. Энциклопедия. М.: Юнеско, 2009. 992 с.

ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ ДЕФОРМИРОВАНИЯ В ТОНКОМ СЛОЕ ВБЛИЗИ ПОВЕРХНОСТИ ТРЕНИЯ НА ПРИМЕНИМОСТЬ ЭМПИРИЧЕСКИХ КРИТЕРИЕВ ПЛАСТИЧЕСКОГО РАЗРУШЕНИЯ

Лямина Е.А.,¹ Александров С.Е.,¹ Вилотич Д.²

¹ Россия, Учреждение Российской академии наук Институт проблем механики им. А.Ю. Иилинского РАН

lyamina@ipmnet.ru, sergei_alexandrov@yahoo.com

² Сербия, Университет Нови Сад

EFFECT OF DEFORMATION CONDITIONS IN A NARROW LAYER NEAR FRICTION SURFACES ON THE APPLICABILITY OF EMPIRICAL DUCTILE FRACTURE CRITERIA

Lyamina E.A., Alexandrov S.E., Vilotic D.

The applicability and accuracy of predictions of empirical ductile fracture criteria may depend on the mode of deformation at the site of fracture initiation. In particular, a significant portion of experimental input data for determining parameters involved in such fracture criteria is obtained from tests in which the

principal stress axes do not rotate relative to the material. The main objective of the present research is to study a possible effect of deformation conditions in a narrow layer of intensive shear deformation near friction surfaces on the applicability of one empirical ductile fracture criterion.

Эмпирические критерии пластического разрушения нашли широкое применение при моделировании технологических процессов обработки металлов давлением [1]. По предположению, такие критерии предсказывают начало пластического разрушения в произвольном процессе деформирования. Однако, исследования показывают, что во многих случаях конкретный критерий пластического разрушения неприменим при любом виде напряженно-деформированного состояния [2]. Для оценки точности предсказаний того или иного критерия целесообразно сравнить теоретические и экспериментальные результаты при реализации в материальной точке, в которой наступает разрушение, напряженно-деформированного состояния, значительно отличающегося от возникающего в опытах, из которых были найдены параметры критерия разрушения. Один из широко используемых критериев пластического разрушения основан на диаграмме пластичности и осредненном значении параметра трехосности напряженного состояния β_{av} [3]

$$\varepsilon_{eq}^f = \Phi(\beta_{av}), \quad \beta_{av} = \varepsilon_{eq}^{-1} \int_0^{\varepsilon_{eq}^f} \left(\frac{3\sigma}{\sigma_{eq}} \right) \xi_{eq} dt \quad (1)$$

Здесь ε_{eq} – накопленная деформация, ε_{eq}^f – величина ε_{eq} при разрушении, σ – среднее напряжение, σ_{eq} – эквивалентное напряжение, t – время. Функция $\Phi(\beta_{av})$ определяется из эксперимента. Если $\beta_{av} = \beta = const$ в течение всего процесса деформирования в точке возникновения разрушения, то $\Phi(\beta)$ является диаграммой пластичности. Стандартные испытания для определения функции $\Phi(\beta_{av})$ включают кручение и осадку образцов различной формы бойками, которые также могут иметь различную форму (плоские, конические, сферические). При осадке разрушение наступает на свободной поверхности образца. Причем, в большинстве случаев главные оси тензора напряжения и скорости деформации фиксированы в материале. Поэтому, для оценки точности критерия пластического разрушения (1) целесообразно экспериментально установить условия начала пластического разрушения вблизи поверхности с высокими удельными силами трения, где возникают значительные сдвиговые деформации и происходит существенное изменение структуры материала [4]. Для этой цели используется несимметричная осадка без смазки цилиндрического полого образца между плоским и коническим бойками (Рис.1). На этом рисунке z_0 – начальное положение риски, по положению которой в процессе деформирования вычисляется осевая деформация вблизи поверхности трения. При подходящем выборе геометрических параметров образца и инструмента, такая схема процесса позволяет сдвинуть место начала разрушения в точку S, которая располагается на пересечении свободной поверхности и поверхности трения, независимо от влияния условий деформирования материала вблизи поверхности трения на процесс разрушения. Отметим, что точка S соответствует геометрической сингулярности. Однако, как показано в [5], геометрические сингулярности не оказывают влияния на применимость критерия (1). По крайней мере, для стали С1531 (номинальный состав: 0.46% С и 0.65% Mn), которая используется в настоящем исследовании. В экспериментах применялся конический боёк с углом $\alpha = 150^\circ$. Фактические размеры двух испытанных образцов приведены в Таблице 1. Разрушение действительно наступало в точке S при таких размерах образцов. Используя экспериментально-теоретическую процедуру, предложенную в [3], была найдена точка начала разрушения в пространстве $\beta_{av}\varepsilon_{eq}$ в предположении, что особые условия деформирования вблизи поверхности трения не сказываются на применимости критерия (1). Если это предположение верно, то в идеальном случае найденная точка должна лежать на кривой, определяемой уравнением $\varepsilon_{eq} = \Phi(\beta_{av})$.

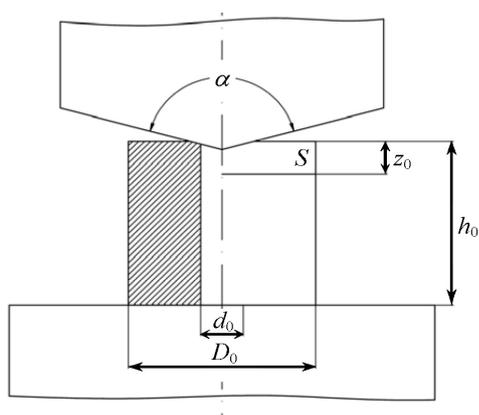


Рисунок 1.

Таблица 1.

	<i>Образец 1</i>	<i>Образец 2</i>
D_0 , мм	19.77	19.76
d_0 , мм	5	5
h_0 , мм	19.88	19.88
z_0 , мм	4.1	3.7

Диаграмма пластичности была получена стандартным методом. Эта диаграмма, две точки, соответствующие двум испытанным образцам, и точка, соответствующая средним значениям ε_{eq} и β_{av} при разрушении в двух испытанных образцах, показаны на Рис.2.

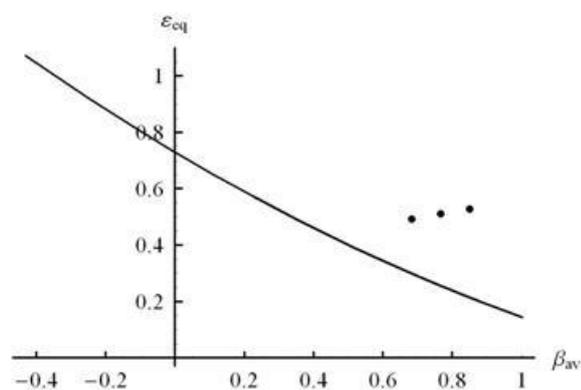


Рисунок 2.

Из этого рисунка видно, что имеется довольно значительное отклонение полученных точек от диаграммы пластичности. Таким образом, можно заключить, что для предсказания начала пластического разрушения вблизи поверхностей с высокими удельными силами трения требуется развить специальные критерии пластического разрушения, учитывающие характерные особенности процесса деформирования материала в тонком слое, примыкающим к поверхности трения.

Список литературы:

1. Колмогоров В.Л. Пластичность и разрушение. М.: Металлургия, 1977. 336 с.
2. Brethenoux G., Bourgain E., Pierson G., Jallon M., Secordel P. Cold forming processes: some examples of predictions and design optimization using numerical simulations// J. Mater. Process. Technol. 1996. V.60. P.555-562.
3. Vilotic D., Plancak M., Grbic S., Alexandrov S., Chikanova N. An approach to determining the workability diagram based on upsetting tests// Fat. Fract. Engng Mater. Struct. 2003. V.26. No.4. P.305-310.
4. Александров С.Е., Грабко Д.З., Шикимака О.А. К определению толщины слоя интенсивных деформаций в окрестности поверхности трения в процессах обработки металлов давлением// Пробл. Машиностр. Надежн. Машин. 2009. №3. С.72-78.
5. Alexandrov S., Vilotic D. A study on an effect of geometric singularities on ductile fracture// Engng Fract. Mech. 2009. V.76. No.14. P.2309-2315.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (код проекта 10-08-00083-а).

ТОПОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ЖИДКОМЕТАЛЛИЧЕСКОГО ОХРУПЧИВАНИЯ ПОВЕРХНОСТИ ТВЕРДЫХ ТЕЛ

Максименко В.В.

Россия, Москва, НИФХИ им. Л.Я.Карпова, maksim@cc.nifhi.ac.ru

TOPOLOGICAL FEATURES OF LIQUID METAL EMBRITTLEMENT OF SOLID STATE SURFACE

Maksimenko V.V.

A new microscopic model of the liquid metal embrittlement is proposed. It based on topological features of fractal interface between components of multiphase system and properties of electromagnetic field localized in folds of this interface.

Эффектом Ребиндера (ЭР) называют понижение прочности твердого образца при нанесении на его поверхность тонкой жидкой пленки специфического для данного материала вещества. В ряде случаев при этом наблюдается разрушение и даже полное диспергирование образца. Наиболее ярко ЭР проявляется при нанесении пленки некоторых жидких металлов на поверхность других твердых металлов. В этом случае ЭР называют жидкометаллическим эффектом Ребиндера или жидкометаллическим охрупчиванием. В свою очередь, наиболее эффектно процесс разрушения металла выглядит, если в качестве жидкости используется эвтектическая смесь металлов, например, индия и галлия.

Точка эвтектики - особая точка на кривой фазового равновесия системы двух компонентов, произвольно смешивающихся в жидком и, например, совсем не смешивающихся в твердом состоянии. В этой точке одновременно сосуществуют жидкая фаза (например, однородный расплав индия и галлия) и начинают выпадать в осадок оба твердых компонента системы.

При концентрации, соответствующей эвтектической точке, в каждой пространственной точке системы сосуществуют три разных субстанции. Поверхность раздела этих субстанций устроена весьма необычно. Эта поверхность обязана разделять все три субстанции, причем – делать это в каждой своей точке. Поверхности, в каждой своей точке разделяющие три и большее число областей, хорошо известны в топологии. Среди самых известных – их плоские варианты - т.н. архипелаг Вады-Брауэра и множество Жюлиа, тесно связанное с множеством Мандельброта. В обоих случаях это замкнутая самонепересекающаяся линия на плоскости, в каждой своей точке являющаяся границей трех и большего числа "стран". Поверхности, разделяющие три области соответствующей трехмерной конструкции Вады-Брауэра, имеют конечный объем.

Такие поверхности интересны сами по себе. Но еще более интересным представляется локализация электромагнитного излучения в таких системах. Локализация света - это возможность закливания и длительного удержания фотона в системе слабопоглощающих свет неоднородностей, в данном случае, складок поверхности раздела. Это чисто интерференционное явление, причем интерференция никак не зависит от степени неупорядоченности среды. Локализация света связана с замкнутыми петлями на траекториях фотонов. Если фотон совершает замкнутую петлю, набег фазы его волновой функции нулевой. Амплитуды вероятности, соответствующие двум возможным способам обхода петли (по ходу вращения часовой стрелки и наоборот) интерферируют конструктивно. Любая петля - это возвращение назад. Поскольку вероятность образования петли из-за подобного рода интерференции увеличивается, возрастает и рассеяние в заднюю полусферу. Это, в свою очередь, стимулирует образование новых петель и т.д. Результатом этого самоподдерживающегося процесса является запираение фотона в ограниченной области пространства - локализация света.

Фрактальная система складок поверхности раздела пространственно самоподобна или масштабно инвариантна, в ней существуют складки абсолютно всех размеров - как сравнимые с характерным размером системы, так и исчезающе малые. Это является причиной перенормировки или уменьшения длины волны внешнего излучения по мере его проникновения в систему. Длина волны фотона в системе λ_{int} становится намного меньше длины волны падающего излучения λ ,

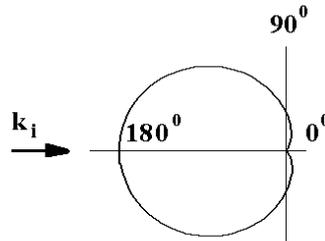
частота фотона ω при этом не меняется, т.к. одновременно уменьшается эффективная скорость фотона v в соответствии с соотношением $\omega = 2\pi v / \lambda_{\text{int}}$.

Перенормировка λ происходит следующим образом. Попадающий в систему фотон улавливается какой-нибудь достаточно крупной складкой - первичной резонансной "полостью". Это улавливание приводит к росту эффективной диэлектрической проницаемости системы ε , т.к. ε возрастает вблизи любого электромагнитного резонанса. Возрастание ε инициирует, в свою очередь, уменьшение длины волны фотона, т.к. $\lambda_{\text{int}} = \lambda / \sqrt{\varepsilon}$. Фотон с перенормированной длиной волны находит другую резонансную складку меньшего размера. Новое улавливание вновь стимулирует возрастание ε и новое уменьшение λ_{int} и т.д. В результате все складки системы могут заполниться перенормированными виртуальными фотонами, в том числе и теми, чья $\lambda_{\text{int}} \rightarrow 0$. Их эффективная скорость нулевая. Это и есть локализованный свет.

Более того, физическая причина образования столь развитой системы складок поверхности раздела связана именно с локализацией излучения или поля в этих складках. Локализованное излучение служит причиной образования новых складок в поверхности. Эти новые складки служат убежищем для новых локализованных фотонов и т.д. Именно этот самоподдерживающийся процесс формирует, в конечном счете, столь сложную поверхность раздела фаз. Более того, именно с позиций локализации можно понять физическую причину появления "толщины" или объема у фрактальной поверхности. Этот объем заполнен перенормированными локализованными фотонами, "тонким слоем намазанными" по бесконечной поверхности границы раздела фаз или компонентов. Объем эвтектической смеси всегда оказывается большим чем суммарный объем ее компонентов. Возникает так называемый дефект объема ΔV . Существует конечный предел произведения $\lambda_{\text{int}} \rightarrow 0$ и бесконечной площади поверхности раздела фаз S_{∞} и именно этот предел равен дефекту объема ΔV

Методами теории многократного рассеяния вычислена эффективная диэлектрическая проницаемость ε системы складок эвтектической смеси. При малом относительном дефекте объема $\Delta V/V$ и фрактальной размерности поверхности раздела фаз и компонентов эвтектики $d \rightarrow 3$ эта величина оказывается чрезвычайно высокой: $|\varepsilon| \sim (\Delta V/V)^{2/(d-3)}$. Столь же велико дифференциальное сечение локализации внешнего электромагнитного излучения в фрактальной системе складок эвтектической смеси (\mathbf{n}_f - единичный вектор в направлении рассеянного кванта):

$$d\sigma / dn_f \sim L^2 (\omega L/c)^4 (d\Delta V / 4\pi V)^{4/(d-3)} F(\theta),$$



где L - характерный размер системы, а угловое распределение интенсивности р-поляризованного света (векторы поляризации находятся в плоскости рассеяния), описываемое функцией $F(\theta)$ (θ - угол рассеяния), показано на рисунке (\mathbf{k}_i - волновой вектор падающего фотона). Гипертрофированное раздувание индикатрисы рассеяния в заднюю полусферу, представленное на рисунке, хорошо иллюстрирует причину образования петель на траекториях фотонов, приводящих к локализации. Исследованы также свойства локализованного света. Время жизни локализованных фотонов, напротив, оказывается чрезвычайно малым - порядка периода внешних электромагнитных волн.

Как известно, причина ван-дер-ваальсовского притяжения "берегов" затравочной микротрещины в металле - кулоновское взаимодействие флуктуаций разноименных зарядов на противоположных берегах. Этот эффект, называемый также эффектом Казимира, можно понять и из других соображений. В щели могут "разместиться" далеко не любые фотоны. Ширина плоской щели должна быть кратна полудлине стоячей волны, уместяющейся поперек щели. В то же время никаких

ограничений на длины волн электромагнитного излучения в образующих щель металлических полупространствах нет. Внутри щели наблюдается явный недостаток виртуальных фотонов. Именно поэтому электромагнитное поле прижимает берега щели друг к другу.

Локализованные в складках эвтектики фотоны восполняют этот недостаток – они оказываются в нужном месте в нужное время и играют роль спускового крючка, запускающего процесс. Они способны "выключить" кулоновское притяжение флуктуаций заряда на противоположных берегах заполненной эвтектикой трещины, в результате чего трещина "разваливается". Микрофизика этого "выключения" проанализирована, исходя из полного гамильтониана системы "металл+электромагнитное поле".

ОЦЕНКА МЕХАНИЗМОВ ПОВЕРХНОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ ВЫСОКОПРОЧНЫХ ГЕТЕРОГЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ТРЕНИИ

Маленко П.И.

Россия, ГОУ ВПО "Тульский государственный университет", e-mail: malenko@tsu.tula.ru

ESTIMATION OF MECHANISMS OF SUPERFICIAL DESTRUCTION OF HIGH-STRENGTH HETEROGENEOUS MATERIALS AT FRICTION

Malenko P.I.

The mechanisms and basic laws of mechanisms fatigue, mechanical-chemical, adhesion and abrasive of wear process and destruction are considered.

Механизмы поверхностного изнашивания и разрушения определяются видом формирующейся частицы изнашивания в связи с характером повреждаемости активного слоя для действующих видов поверхностного разупрочнения. Они могут реализовываться при трении высокопрочных материалов. Доминирующими являются усталостные механизмы формирования частиц [1].

При усталостном механизме формирование знакопеременного цикла нагружения в трущемся материале при его контакте с выступом контртела обуславливает постепенное накопление в нем повреждений, а затем и разрушение [2]. Предполагается, что при напряжениях выше предела выносливости наблюдаются три характерные стадии процесса изменения микронапряжений: область быстрого их уменьшения, стабилизации и аномально быстрого увеличения. Последний эффект связывается при этом с образованием микротрещин в поверхностном слое. В работе [3] установлен циклический по кинетике характер напряжений, частота которого может служить косвенной характеристикой трещинообразования. Важным для практики является то, что смазочный материал снижает контактное напряжение, в результате чего процесс образования трещин идет медленнее. Сделаны попытки сопоставления усталости и износостойкости при трении и обнаружено не только качественное их сходство, но и в некотором отношении количественные соответствия, например, между интенсивностью изнашивания и выносливостью.

Экспериментами, посвященными излучению особенностей разрушения высокопрочных материалов, показано, что фрикционные площадки контактной поверхности имеют характерную фрактографию с трещинами усталостного характера, развивающимися от структурных концентраторов в форме пор, включений и т.п. Эти трещины заглубляются в активный слой материала под почти постоянным углом и формируют так называемые объемные "ячейки". Продукты изнашивания характеризуются неразвитой формой поверхности. Контролирование структурного состояния изнашивающихся высокопрочных материалов физическими методами показало, что процессы "ячейкования" предваряются эффектами механического разрыхления с постепенным накоплением субструктурных дефектов различного типа.

Коэффициенты трения подобных материалов являются в значительной степени структурно-чувствительными и зависят от особенностей строения активного слоя и в первую очередь от его пористости. Наличие пор, играющих роль смазочных карманов, предопределяет возникновение на контактных площадках устойчивого третьего тела и снижение вследствие этого фрикционности.

Износостойкость высокопрочных материалов также в сильной степени зависит от свойств триботехнической системы, а также от контактного давления и скорости трения. Для всех случаев износостойкость при трении со смазочным материалом выше, чем без нее, и особенно для высоких давлений на микроконтактах. Мягкое контртело при трении без смазочного материала обуславливает высокий уровень износа вследствие активации процессов адгезии, однако смазочный материал способен формировать устойчивую трибопленку и значительно уменьшает износ. Трибооксидации меньше подвержены нитридные покрытия, вследствие чего наиболее износостойкой является пара борид-нитрид.

Износостойкость материалов в пределах усталостного механизма изнашивания коррелирует с некоторыми физическими и механическими константами: модулем упругости, прочностью и параметром кристаллической решетки.

Механизм механико-химического изнашивания при трении высокопрочных материалов может вследствие своей интенсивности иметь самостоятельное значение при определении скорости изнашивания. При трении материалов, не склонных к трибохимическому и адсорбционному разрыхлению, на поверхности продуктов изнашивания практически всегда присутствуют окислы [4]. Формирующаяся в условиях трения пленка под действием контактных напряжений будет непрерывно разрушаться.

Особенностью механико-химического изнашивания является то, что во всех случаях оно обусловлено механическим процессом деформации тонких поверхностных слоев и одновременным активным взаимодействием их с агрессивными компонентами среды.

Под влиянием воздействия комплекса внешних факторов в поверхностных слоях протекают структурные и фазовые превращения, придающие рабочему слою иные свойства по сравнению с исходным материалом. Для сталей в локальных микрообъемах наблюдается появление аустенита, в некоторых случаях формируются характерные структуры так называемого “белого слоя”. Эти структурные и фазовые изменения происходят в поверхностных слоях материала на некоторой его глубине [5].

Кинетика механизма адгезионного изнашивания определяется рядом физических и структурных факторов. В качестве одного из них выступает способность трущихся материалов образовывать твердые растворы. С идеальной точки зрения необходимо стремиться к выбору базовых материалов трущихся тел с различными кристаллическими структурами, химическими свойствами и растворимостью.

Для чисто адгезионного механизма изнашивания существует ряд эмпирических методов расчета величины износа. Статистическое распределение адгезионных частиц по размеру подчиняется логарифмически нормальному закону.

Механизм абразивного изнашивания, представляющий собой разрушение трущихся поверхностей под воздействием твердых частиц, вследствие своей интенсивности может быть определяющим в процессах потери работоспособности парой трения. В применении к высокопрочным материалам, где основным реализуемым механизмом является усталостный, следует допускать, что если действующие напряжения не достигают критического значения, для реализации разрушения необходимо многократное воздействие на поверхность. При этом число воздействий будет тем больше, чем меньше отношение действующих контактных напряжений к критическим.

Анализ абразивного механизма изнашивания показывает, что в общем случае отделение частиц износа в процессе микрорезания или микросколов может сочетаться с эффектами усталостной природы. Критерий механизма изнашивания должен включать такие параметры, как коэффициент трения, усталостные характеристики материалов, критериальные значения деформаций.

Важным свойством материалов при трении в среде абразива является не только способность поглощать абразивный материал, но и удерживать его. Эта способность может быть оценена адгезионными свойствами на границе раздела и упругой энергией, запасенной в материале. Идеальным является такой материал, который легко поглощает абразивные частицы, а при нарушении контакта освобождается от них.

Анализ результатов по абразивному механизму изнашивания позволил выделить ряд определяющих интенсивность изнашивания факторов. К одному из них можно отнести размер твердых частиц в прочных гетерогенных покрытиях и материалах. Вторым важным фактором, определяющим износостойкость, является соотношение твердости трущихся материалов. Износостойкость заметно повышается в том случае, если твердость поверхностей, подвергающихся

воздействию абразива, превышает некоторую критическую величину, составляющую половину твердости абразивного материала.

Изнашивание материалов, наблюдающееся в производственных условиях, протекает чаще всего согласно усталостному механизму. Однако реальным является в зависимости от условий трения также переход от одного типа механизма к другому. Возможны переходы от усталостного изнашивания к адгезионному, от адгезионного к абразивному и другие сочетания [6]. Поэтому для работоспособности пары трения в каждом отдельном случае важно правильно определять вид механизма изнашивания или реализуемую суперпозицию этих механизмов.

Список литературы:

1. Власов В.М. Работоспособность упрочненных трущихся поверхностей. - М.: Машиностроение, 1987. - 304 с.
2. Крагельский И.В., Михин Н.М. Узлы трения машин. - М.: Машиностроение, 1984. - 280 с.
3. Иванова В.С., Терентьев В.Ф. Природа усталости металлов. - М.: Металлургия, 1975. - 454 с.
4. Шигорев А.С., Дмитриева Л.П. Азотирование в магнитном поле //Металловедение и термическая обработка металлов. - 1978. - № 3. С. 56.
5. Пинчук В.П., Пинчук Р.Г. О взаимосвязи изменений структуры поверхностных слоев твердых тел и смазочной среды при трении //Трение и износ. - 1982. - Т.3, №2. - С.325-338.
6. Буше Н.А., Копытько В.В. Совместимость трущихся поверхностей. - М.: Наука, 1981. - 128 с.

РАЗРУШЕНИЕ РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ РЕЗЬБОДЕФОРМИРУЮЩИХ ПЛАШЕК

Мальцев А.Л., Тихонов И.Н., Мальцев Л.В.

*Россия, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина,
maltsev-anton@yandex.ru, tigorini@mail.ru, maltsev@sky.ru*

CUTTING TOOLS DESTRUCTION IN MANUFACTURING OF THREAD-ROLLING DIES

Maltsev A.L., Tikhonov I.N., Maltsev L.V.

The present research studies development of management methodology of cutting conditions and shaping disk cutter wear process, which is used for machining of thread-shaping grooves on thread-rolling dies.

В работе рассматривается разработка методологии управления режимными параметрами и процессом изнашивания фасонной дисковой фрезы (рис.1), применяемой для обработки резьбообразующих канавок резьбодформирующих плашек.

Характерной чертой современного производства является постановка и решение задач по поиску оптимальных условий протекания технологических процессов изготовления резьбодформирующего инструмента. Существенный эффект может быть достигнут путем управления режимными параметрами и износом на основе математического расчета и компьютерного моделирования процесса резания.

Для решения поставленной задачи применены теоретические и экспериментальные методы исследования процесса фрезерования. Традиционная практика назначения режимов резания имеет субъективную методическую основу без учета последовательного изменения параметров износа инструмента во времени, что не обеспечивает оптимальных условий протекания процесса. В связи с тем, что резьбодформирующие плашки изготавливаются в большом ассортименте и количестве, то при разработке технологии обработки не учитывать износ фрез ни как нельзя.

Проблема повышения эффективности на основе управления режимными параметрами, процессом фрезерования и изнашивания инструмента, используя моделирование, модели процесса резания и оптимизацию как средство, является актуальной для теории и практики изготовления резьбодформирующих плашек и в целом фрезерной обработки.

Износ инструмента происходит в результате одновременного механического и теплового воздействия на его режущую часть (рис.2). При этом причинами выхода инструмента из строя являются следующие износы:

- абразивный;
- адгезионный;
- окислительный;
- диффузионный.

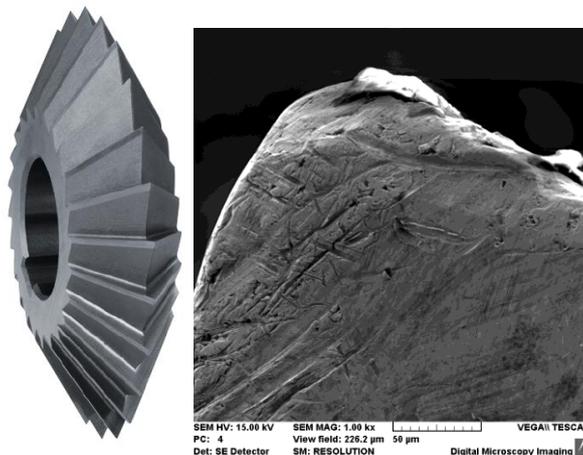


Рис.1. Фасонная дисковая фреза

Рис.2. Зуб изношенной фрезы

Разрабатываемая модель процесса учитывает роль каждого типа износа в общей картине влияния износа на отклонения геометрии инструмента, что в свою очередь влияет и на отклонения конструкции обрабатываемого изделия.

Стойкость фрезы, важнейший параметр для оценки обрабатываемости материала резанием, отражает отрезок времени, в течение которого инструмент может эксплуатироваться до момента достижения выбранного критерия стойкости, сохраняя при этом режущие свойства и геометрию.

При фрезеровании резьбообразующих канавок необходимо обеспечить обработку всех канавок плашки одним инструментом, поэтому необходимо стойкость выражать отрезком пути. При такой постановке задачи пройденный инструментом путь может быть увеличен за счет корректировки траектории движения фрезы при условии обеспечения оптимального равномерного износа.

В процессе оценки стойкости режущего инструмента учитывалось влияние параметров процесса резания и физические параметры, такие как скорость резания, подача, глубина резания (высота профиля резьбообразующей канавки), шероховатость обрабатываемой поверхности, свойства обрабатываемого и инструментального материалов.

Для определения стойкости необходимо проведение долговременных испытаний, которые требуют больших затрат времени и материалов. Учитывая большой ассортимент резьбodeформирующих плашек (ни одну сотню типов), то проведение серий натуральных испытаний достаточно затруднительно, особенно при внедрении новых типов плашек. Для снижения затрат на испытания предлагается вычисление стойкости инструмента при помощи математического расчета и компьютерного моделирования процесса фрезерования резьбообразующих канавок.

Общую модель периода резания (T , мин) и величину износа (h_z) можно отразить зависимостями:

$$\lg(T) = f(V_c, S, t, h_z, b, R),$$

$$h_{z,i+1} = h_{z,i} + I(V_c, S, t, b, R),$$

где T – стойкость инструмента; V_c – скорость резания; S – подача; t – глубина резания; h_z – величина износа; b – геометрия инструмента; R – свойства обрабатываемого материала, состояния технологической системы и т.п.; I – скорость изнашивания инструмента

Скорость резания оказывает наиболее существенное влияние на стойкость.

На основании отдельных кривых скорости резания определяются соответствующие значения времени $t_1 - t_3$ (значение стойкости) и наносятся на диаграмму $\lg T - \lg V_c$ (рис.3).

Зависимость стойкости инструмента от скорости резания можно описать с помощью прямой, которая после логарифмирования приводится к так называемому уравнению Тейлора:

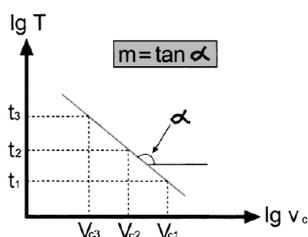


Рис. 3. Диаграмма определения стойкости

$$T = V_c^m * C,$$

где m – наклон прямой ($m = \tan \alpha$); C – постоянная стойкости.

Изменения скорости резания, подачи, глубины резания параллельно смещают прямую на графике. Изменение геометрии инструмента также параллельно смещают прямую. Изменение обрабатываемого материала, материала инструмента или вида применяемой СОЖ при постоянных режимах обработки изменяют наклон прямой, т.е. угол α .

На основе комплекса проведенных теоретических и экспериментальных исследований разрабатывается методология управления режимными параметрами и процессом изнашивания фрезерного инструмента для обеспечения равномерного износа. Обеспечив равномерный износ режущего инструмента, позволит увеличить время работы фрезы путем программной корректировки траектории движения. Использование математического расчета и компьютерного моделирования процесса изготовления резбодеформирующего инструмента позволяет сократить затраты на долговременные испытания.

ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЗОТИСТЫХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ НАПЛАВКОЙ

Наркевич Н.А., Тагильцева Д.Н.

Россия, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, natnark@list.ru

TRIBOLOGICAL PROPERTIES OF NITROGEN COATINGS, PRODUCED BY THE ELECTRON-BEAM SURFACING

Narkevich N.A., Tagiltseva D.N.

Tribological properties of austenite nitrogen coatings are investigated by slip friction with WCo6 with variation of covers composition and strength.

Типичным представителем износостойкого материала с аустенитной структурой является сталь 110Г13. Материалы на основе азотистого аустенита сочетают высокую коррозионную стойкость (на уровне X18H10T) со способностью к деформационному упрочнению, сопоставимому с упрочнением стали Гадфильда. В связи с этим представляет интерес разработка новых наплавочных материалов для нанесения покрытий, работающих в коррозионной абразивной среде, основой которых является железохромомарганцевый аустенит, содержащий 0,5-0,8% N мас.

Целью работы является исследование трибологических характеристик аустенитных азотистых электронно-лучевых покрытий в зависимости от их состава.

Трибологические испытания проводили на установке High-temperature Tribometr. В качестве трущего индентора применяли шарик диаметром 3 мм из твердого сплава ВК6, который прижимали к испытываемой поверхности с нагрузками $P = 1, 2, 3, 5, 6, 7$ Н. Испытания проводили при комнатной температуре. Скорость скольжения шарика по траектории диаметром 4 мм составляла 3 см/с. Износостойкость определяли как среднее арифметическое из 5 измерений площади поперечного

сечения дорожки трения - трека. Эффективную микротвердость в треках исследуемых покрытий определяли на приборе Nano Hardness Tester при нагрузке $P = 10$ мН по результатам трех-пяти измерений. Упругие свойства активного поверхностного слоя в треках определяли по величине упругого восстановления We , рассчитанной по формуле $We = (h_{max} - hf) / h_{max}$, где h_{max} глубина максимального проникновения индентора; hf - глубина проникновения индентора после снятия нагрузки. Сопротивление сдвигу поверхностного слоя рассчитывали по формуле Ф. Боудена: $\tau = f \cdot HV_{эфф}$, где f – коэффициент трения; $HV_{эфф}$ – эффективная микротвердость, выраженная в МПа.

Испытания покрытия, наплавленного порошком стали 60X24АГ16, показали, что в зависимости от нагрузки фрикционное упрочнение составляет от 130 до 500 кг/мм², рис. 1 а. Упругие свойства рабочего, упрочненного трением, слоя заметно увеличиваются лишь при больших нагрузках, превышающих 5Н, рис.1 б. Фрикционное упрочнение и упругое восстановление в зависимости от нагрузки в стали 110Г13 значительно выше.

Сравнение эффективной микротвердости и коэффициента упругого восстановления, измеренных в треках, после одинаковых условий испытаний в азотистом покрытии и стали Гадфильда выявило характерные отличия. Если в азотистом покрытии свойства изменяются по зависимостям линейным или близким к линейным, то в стали 110Г13 с явно выраженными максимумами, что свидетельствует о различиях в физико-механических процессах, протекающих в поверхностных слоях исследованных материалов в диапазоне нагрузок 1-5 Н и более 5 Н. Для испытаний во всем диапазоне нагрузок стали 110Г13 характерно диффузионное взаимодействие рабочего слоя с тупым индентором, в результате чего на стадиях установившегося износа наблюдаются осцилляции коэффициента трения, являющиеся результатом адгезионного взаимодействия. Под действием касательных напряжений, создающихся при движении нагруженного индентора, в поверхностном слое идет фрикционное упрочнение, по величине значительно превышающее упрочнение азотистого аустенита в покрытии, наплавленном порошком 60X24АГ16, рис.1 а, б. Однако при увеличении нагрузки более 5Н одновременно происходит практически полный вынос упрочненного материала с образованием ювенильной поверхности, которая также срезается при следующем акте взаимодействия твердосплавного индентора с испытываемой поверхностью. При возрастающем с повышением нагрузки коэффициенте трения f сопротивление сдвигу ювенильной поверхности становится ниже, чем в слое, подвергшемся фрикционному упрочнению при нагрузке 2 Н, рис.1 в, г.

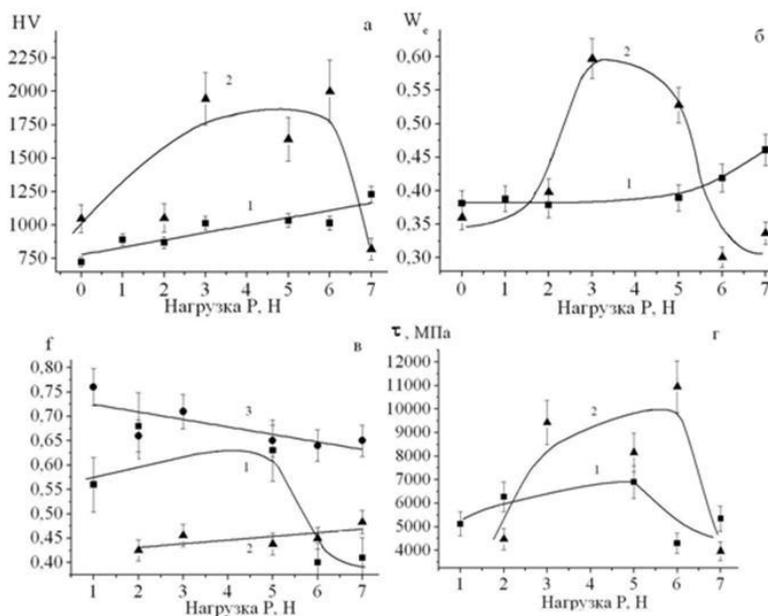


Рис.1 Зависимость эффективной микротвердости HV – а, коэффициента упругого восстановления We – б, коэффициента трения f – в, сопротивления сдвигу τ - в от нагрузки на шарик из ВК6 при трении скольжения по покрытию, наплавленному порошком 60X24АГ16- 1 и стали 110Г13 – 2, стали X18Н10 -3.

Характер изменения сопротивления сдвигу активного поверхностного слоя τ в азотистом покрытии и стали Гадфильда одинаков. Однако азотистый аустенит легче приспособляется к условиям фрикционного нагружения. Максимальные значения τ для обоих материалов различаются ~3000 МПа, и достигаются они в стали 110Г13 благодаря высокому фрикционному упрочнению, а в азотистом покрытии за счет более высоких значений коэффициента трения. Резкое уменьшение τ при испытаниях с нагрузкой 5Н азотистого покрытия и с нагрузкой 6Н стали 110Г13 происходит при адекватном уменьшении коэффициента трения в азотистом покрытии и уменьшении эффективной микротвердости в стали 110Г13.

Наличие низкого коэффициента трения и малого сопротивления активного поверхностного слоя сдвигу в направлении действия силы трения при высоких удельных нагрузках в азотистых аустенитных материалах, на наш взгляд заключается в способности структуры реагировать на внешнее механическое воздействие путем локальных структурно-фазовых превращений, в частности превращения аустенита в α -мартенсит деформации и гексагональный ϵ -мартенсит. Уменьшение коэффициента трения и сопротивления сдвигу при больших нагрузках, превышающих в нашем случае 5Н, возможно, свидетельствует о изменении механизма деформации поверхностного слоя покрытия при фрикционном нагружении от накопления плотности дефектов при скольжении и двойниковании до локальных фазовых превращений. Износостойкость азотистого покрытия, наплавленного порошком 60X24AG16, испытанного с нагрузками более 5Н на скользящий шарик из ВК6 превышает износостойкость стали 110Г13 более, чем в 2 раза, и более, чем в 4 раза превышает износостойкость стали X18H10T.

Добавление в наплавочный порошок азотированного феррованадия дополнительно повысило износостойкость азотистого покрытия, во всем исследуемом интервале нагрузок.

Наибольший прирост износостойкости отмечается при добавлении в наплавочный порошок 60X24AG16 до 20 % азотированного феррованадия.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 09-08-00059-а.

МНОГОУРОВНЕВОЕ ДИСКРЕТНО-КОНТИНУАЛЬНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ФРАГМЕНТАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА В УСЛОВИЯХ ТРИБОСОПРЯЖЕНИЯ

Панин В.Е., Моисеенко Д.Д., Панин С.В., Максимов П.В.

Россия, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, mdd@ispms.tsc.ru

MULTISCALE DISCRETE-CONTINUUM MODELLING OF FRAGMENTATION AND FRACTURE OF POLYCRYSTAL MATERIAL IN TRIBOLOGICAL UNIT

V.E. Panin, D.D. Moiseenko, S.V. Panin, P.V. Maksimov

In the framework of multiscale discrete-continuum approach the task of inelastic deformation front propagation during indentation was solved. Numerical experiments aimed to study of polycrystal structure influence on features of inelastic front propagation shows that (1) grain boundaries detain essentially front propagation and (2) the boundaries serve as powerful stress concentrators, which provides high gradients of accumulated strains.

Изучение физических процессов, развивающихся при трении, включает в себя целый комплекс весьма актуальных проблем, получивших значительное освещение в отечественной и зарубежной научно-технической литературе [1-4, и др.]. Основными и наиболее важными особенностями, характерными для взаимодействия материалов, находящихся в трибоконтакте, следует отметить а) повторно-циклический характер приложения локализованной нагрузки, что, в некоторой степени, определяется усталостный характер накопления повреждений; б) одновременное наличие нескольких характерных масштабов развития деформационных процессов, взаимодействие которых определяет характер сопротивления материала подобному виду нагружения; в) особую роль поверхностного слоя

как особого структурно-фазового состояния, который, подобно фильтру, передает механическую энергию в нижележащие слои.

В настоящее время в рамках механики контактного взаимодействия существуют хорошо развитые методы [4], позволяющие рассчитывать распределения напряжений и деформаций в элементах трибосопряжения с учетом неоднородностей различного масштаба. Однако явного учета эволюции внутренней структуры нагружаемого образца на различных масштабах при этом реализовать не удастся. Кроме того, в процессе трения в нагруженном образце (особенно в поверхностном слое) помимо деформационного упрочнения могут развиваться структурно-фазовые превращения, формирование пор и трещин, что необходимо в явном виде учитывать с позиции задания внутренней структуры и ее отклика на внешнее воздействие. Таким образом, разработка новых подходов к моделированию процессов трения (и изнашивания) структурно-неоднородных сред в рамках многоуровневого подхода является актуальной современной физической задачей.

В данной работе предлагается математическая модель деформации нагруженного твёрдого тела, развиваемая с учетом подхода Стохастических Возбудимых Клеточных Автоматов (StochasticExcitableCellularAutomata – SECA), в основе которой лежит положение о том, что процесс деформации есть следствие перераспределения энергии между различными структурными элементами твёрдого тела и трансформации различных её частей друг в друга. Каждый моделируемый элемент среды взаимодействует с соседними элементами, причём величина энергии, полученной одним из них в результате этого взаимодействия, зависит от соответствующих разниц уровня его суммарной энергии с уровнями суммарной энергии каждого соседа. Основные положения данного метода изложены в [5].

В рамках SECA метода была введена трехмерная модель построения зеренной структуры поликристаллических материалов путем разбиения единой сети клеточных автоматов на отдельные конгломераты, характеризующиеся набором эйлеровых углов, определяющих ориентацию кристаллической решетки внутри каждого зерна. Физические свойства материала определяются свойствами отдельных зерен, их воздействием друг на друга и характеристиками границ зерен.

SECA методом проведено численное моделирование нагружения образцов различной структуры размером $25 \text{ мкм} \times 10 \text{ мкм} \times 25 \text{ мкм}$, представленного с помощью системы клеточных автоматов размером $58 \times 20 \times 61 \text{ СА}$; размер автомата – $0,5 \text{ мкм}$. Круглая область радиусом $2,5 \text{ мкм}$ в центре верхней грани образца подвергается механическому сжатию индентором со скоростью роста напряжения $3,45 \text{ МПа/сек}$. Результаты моделирования в виде формирующихся наиболее характерных деформационных структур представлены на рис. 1, 2.

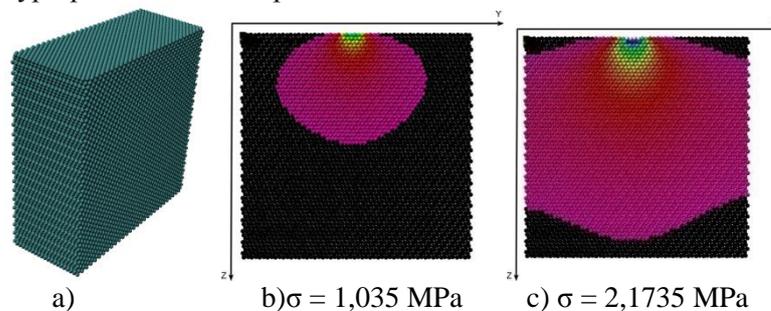


Рис. 1. Структура однородного образца без покрытия (а) и распространение фронта неупругой деформации (b, c) в разные моменты времени.

В третьей серии численных экспериментов образец поликристаллического алюминия с покрытием из оксида алюминия нагружали вдавливанием индентора. Результаты расчетов показаны на рис. 4.

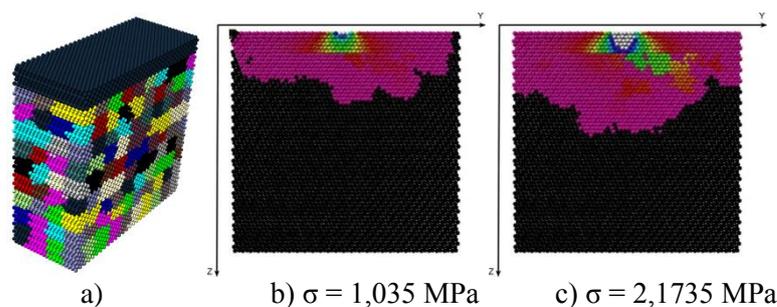


Рис. 2. Структура поликристаллического образца с покрытием (а) и распространение фронта неупругой деформации (b, c) в разные моменты времени.

Нанесение упрочняющего покрытия приводит к относительно равномерному перераспределению нагрузки от индентора вдоль границы «покрытие-основа» (макромасштабный уровень), увеличивая «площадь приложения этой нагрузки» и существенно снижая уровень локальных напряжений.

Теоретическое исследование влияния поликристаллической структуры на характер распространения деформационного фронта показало, что, с одной стороны, межзеренные границы существенно задерживают распространение фронта по глубине образца, но, с другой стороны, сами по себе являются мощными концентраторами напряжений, создающими резкие градиенты значений накопленных деформаций. Такие интерфейсы на мезомасштабном уровне являются очагами зарождения сетки микротрещин, приводящей к фрагментации основного материала, навязанной спецификой геометрии и параметрами взаимодействия элементов мезоструктуры.

Список литературы:

1. Крагельский И.В. Трение и износ. М.: Машиностроение, 1968. - 480 с.
2. Крагельский И.В. Трение как результат повторной деформации поверхностных слоев // Изв. Вузов. Физика. 1958. № 5. С. 119-127.
3. Гаркунов Д.Н. Триботехника: Учебник для студентов вузов. - 2-е изд., перераб. Изд. доп. - М.: Машиностроение, 1989. - 328 с.
4. Горячева И.Г., Добычин М.Н. Контактные задачи в трибологии. М: Машиностроение, 1988. 256 с.
5. Panin V.E., Moiseenko D.D., Maksimov P.V., Panin A.V. Physical mesomechanics of a deformed solid as a multilevel system. III. Inelastic precursor of plastic shear generation. Physical mesomechanics; 2006; V.9. - N. 5. p. 5-15.

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта РАН №13.2.

ЭВОЛЮЦИЯ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ СТАЛИ 20Х18Н10Т В ПАРЕ ТРЕНИЯ

Почивалов Ю.И., Панин В.Е.

Россия, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, pochiv@ispms.tsc.ru

EVOLUTION OF DEFECTIVE STRUCTURE OF THE 20H18N10T STEEL SURFACE LAYERS IN FRICTION PAIR

Pochivalov Yu.I., Panin V.E., Lukin V.I.

Methods of transmission electron microscopy have been used to perform a comprehensive comparative study of a structure transformations taking place in the surface and undersurface layer of stainless steel 20H18N10T on various depth from a contact surface at friction. It is shown that in surface and undersurface layer of the materials multiple defective structures are formed. Their formation means that plastic deformation in the given conditions is the extremely non-uniform and has vortical rotational character

with a relative rotation of ultradisperse fragments. Such mechanism of rotational plasticity leads to formation in a surface layer of material of various size mesovolumes, which flaking-off in the form of wear particle.

Специфика напряженно-деформированного состояния конструкционных материалов при трении определяется дискретностью контакта, скоростью скольжения, градиентом температуры и напряжения по глубине от поверхности. Как следствие, в поверхностном слое должны формироваться градиентные высоконеравновесные дефектные структуры, характеризующие особенности пластического течения материала на различном удалении от поверхности. Эволюция этих структур в процессе трения будет определять формирование частиц износа и износостойкость материала.

В настоящей работе выполнено электронно-микроскопическое исследование дефектной структуры стали 20X18H10T, сформировавшейся в поверхностных и подповерхностных слоях на различной глубине от поверхности контакта при трении.

Наиболее значительные изменения структуры стали 20X18H10T в ходе изнашивания наблюдаются вблизи контактирующей поверхности на расстоянии менее 5 мкм от поверхности. В этом слое наблюдается нанокристаллическая структура с размером нанозерен менее 0,1 мкм. Как хорошо известно, механическое поведение и свойства наноструктурных материалов существенно отличаются от свойств крупнозернистых поликристаллических материалов. Для пластической деформации указанных материалов характерны сверхпластичность и эффекты зернограничного проскальзывания, высокая скорость диффузионных, и особенно, зернограничных процессов. По-видимому, этим можно объяснить низкое значение коэффициента трения стали 20X18H10T по Ст45 (менее 0,15) при малых скоростях и давлениях, а также ее интенсивное изнашивание.

Пластическая деформация стали 20X18H10T в слоях, расположенных на большем удалении от поверхности контакта, осуществляется главным образом механизмом двойникования. Особенностью геометрии двойникования является изгиб линий двойников. Это свидетельствует о том, что в этих слоях пластическая деформация осуществляется не только путем трансляционного скольжения и сдвига, но и поворотом отдельных фрагментов на значительные, $>30^\circ$, углы. В слоях, расположенных на расстоянии $\sim 15-20$ мкм от поверхности, формируются дефектные структуры, представляющие собой фрагменты размером $\sim 0,5 \div 3$ мкм с разориентацией $>10^\circ$ между ними.

Выполненное исследование показывает, что при трении в поверхностных слоях материалов образуются сложные дефектные структуры, которые свидетельствуют, что пластическая деформация в данных условиях является крайне неоднородной и носит вихревой ротационный характер с относительным разворотом ультрадисперсных фрагментов преимущественно около оси, перпендикулярной направлению трения и параллельной плоскости скольжения. Такой механизм ротационной пластичности, приводит к образованию в поверхностном слое мезообъемов материала различного размера, которые в дальнейшем отслаиваются в виде частиц износа. Скорость изнашивания лимитируется скоростью формирования мезовихрей в приповерхностном объеме и возникновением трещин по их границам. Если блокировать образование мезовихрей, измельчить их размер, сформировать демпфирующие прослойки, то можно повысить износостойкость материала. Это может быть достигнуто путем создания наноструктурированных поверхностных слоев с высокой демпфирующей способностью. На основе этих представлений разрабатываются способы повышения износостойкости конструкционных материалов.

ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ МАГНИТНЫХ ЛЕНТ

Савенко В.И., Бедарев А.Г.

Россия, Москва, Институт физической химии и электрохимии им. А.Н.Фrumкина РАН.
e-mail visavenko@rambler.ru

TRIBOLOGY CHARACTERISTICS OF THE MAGNETIC BANDS.

Savenko V.I., Bedarev A.G.

The investigation of friction and sclerometric microhardness characteristics of some kinds of magnetic bands have been carried out.

Для качества записи и воспроизведении информации, помещенной на магнитной ленте, большое значение имеет трение ленты о магнитные головки соответствующей аппаратуры. Сила трения и коэффициент трения рассматриваемой трибопары определяют степень абразивного износа рабочего слоя ленты и склонность его к отслаиванию от полимерной подложки. Уровень отслаивания определяется как адгезионной, так и когезионной прочностью рабочего слоя ленты и может быть определен по критическому значению силы трения, вызывающей нарушение адгезионной связи рабочего слоя и полимерной подложки. Определение триботехнических характеристик магнитных лент до сих пор является актуальной задачей, поскольку такие ленты все еще применяются в вычислительной и телевизионной технике.

Данная работа посвящена определению триботехнических характеристик соответствующей трибопары, таких, как силы трения, коэффициенты трения, склерометрическая микротвердость (при царапании) а также адгезионно-когезионная прочность наиболее распространенных и используемых типов отечественных и зарубежных магнитных лент.

Силу трения, коэффициент трения склерометрическую микротвердость и другие триботехнические характеристики определяли методом царапания на специально сконструированном для этой цели микротрибометре. Микротрибометр был изготовлен на базе стандартного микротвердомера типа ПМТ-3. Магнитная лента, прикрепленная к подвижному столику прибора, перемещалась в горизонтальной плоскости с постоянной скоростью 2 мкм/сек. В качестве царапающего инструмента – вертикально подвешенного и горизонтально неподвижного индентора, использовали стандартную алмазную пирамиду Виккерса с углом при вершине 136 градусов. Испытания проводили на воздухе при относительной влажности 60%. Вертикальное усилие на индентор задавали при помощи нагружающего устройства прибора ПМТ-3 и варьировали в интервале 0,01 – 0,3 Н. При этом глубина анализируемого приповерхностного слоя менялась в пределах от 0,3 мкм до 15 мкм. Длина отдельной царапины в каждом эксперименте составляла 1 -1,5 см. Численные значения полученных в каждом эксперименте характеристик усредняли не менее чем по 10 -15 опытам, так что коэффициент вариации средних значений соответствующих величин не превышал 3 – 5%.

В данной работе были исследованы отечественные магнитные ленты типов Т4412-50, Т4314-25, а также зарубежные ленты типов Ampex-175, Scotch-479, Kodak EVT-1000 (все США), BASF CV-2R и ORWO (Германия). Толщины рабочего слоя указанных магнитных лент лежали в интервале 2 -15 мкм.

На рисунке 1 в качестве примера представлены графики зависимостей коэффициента трения K и склерометрической микротвердости H от нагрузки на индентор P , полученные при испытаниях магнитной ленты типа Т4412-50 №871271. Графики свидетельствуют о том, что указанные зависимости как функции нагрузки подразделяются на два интервала. В одном из этих интервалов наблюдаются степенные зависимости вида $K = AP^n$ и $H = P^m$, в другом же интервале, смежном с первым, соответствующие характеристики практически не зависят от нагрузки на индентор P . При этом в заранее выбранном интервале нагрузок, в котором наблюдается степенная зависимость одной из характеристик, имеет место постоянство другой, и наоборот. Кроме того, в рассматриваемом случае наблюдается численное равенство значений показателей степени: $n = m = 0,29 \pm 0,02$.

Эксперименты показали, что переход от одного вида зависимости к другой совершается при нагрузках на индентор, при которых глубина индентирования приповерхностного слоя ленты приближается к толщине ее рабочего магнитного слоя. В рассматриваемом случае эта глубина равна 8-10 мкм при толщине рабочего слоя, равном примерно 12 мкм. Значения коэффициента трения, вначале растущие с увеличением нагрузки P до некоторого критического значения, по достижении индентором области, прилегающей к межфазной границе рабочего слоя с полимерной подложкой, перестают изменяться. Это указывает на смену режимов трения в контакте: происходит переход от абразивного механизма изнашивания к адгезионному. Переход имеет место, по всей видимости, благодаря налипанию на алмазный индентор слоя полимерной основы и экранированию индентора таким способом от контакта с движущейся лентой.

На это же обстоятельство указывает и появление степенной зависимости микротвердости H от нагрузки P в этой области нагрузок. Действительно, при достаточно малых вдавливающих усилиях в процессе царапания рабочего слоя пирамидальным индентором соблюдается закон геометрического подобия. При этом микротвердость остается постоянной при возрастающих вдавливающих усилиях - нагрузках P . Напротив, при достижении индентором подложки прогрессирующее налипание полимерной пленки при росте нагрузки P нарушает подобие процесса контактирования, приводя к степенной зависимости указанной характеристики от нагрузки. Следует также отметить, что в этой области нагрузок режим равномерного скольжения индентора переходит в скачкообразный, так называемый «stick-sleep» режим.

Проведенные исследования свидетельствуют о том, что для магнитных лент разных типов наблюдаются аналогичные по своему характеру зависимости коэффициента трения и микротвердости H от нагрузки на индентор P . Показано, что в области степенных зависимостей рассматриваемых характеристик от нагрузки P значения показателя n для разных типов магнитных лент лежат в интервале $n = 0,25 - 0,36$, а для показателя m - в интервале $m = 0,10 - 0,30$. При этом не всегда численные значения указанных показателей для одного и того же типа магнитной ленты совпадают.

Обобщая результаты многочисленных наблюдений, следует отметить, что изменения коэффициента трения K для различных магнитных лент лежат в интервале $K = 0,14 - 0,60$, а для микротвердости H - в интервале $H = 110 - 400$ МПа.

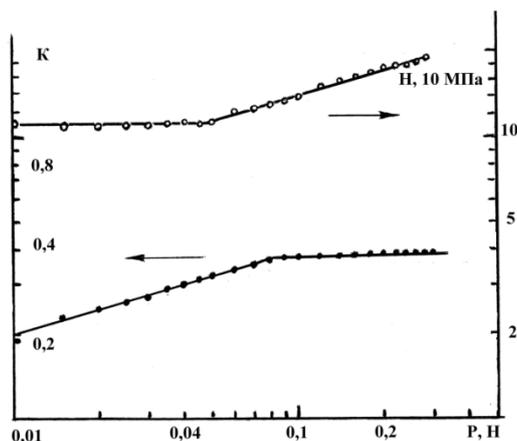


Рис. 1. Зависимости коэффициента трения K и склерометрической твердости H от нагрузки на индентор для магнитной ленты Т4412-50 №871271.

СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ ПОВЕРХНОСТИ ТРЕНИЯ И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ

Савченко Н.Л., Саблина Т.Ю., Кульков С.Н.

Россия, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, savnick@ispms.tsc.ru

STRUCTURE CHANGES OF FRICTION SURFACE AND WEAR RESISTANCE OF SUBMICROCRYSTALLINE ZrO_2 - Y_2O_3 - Al_2O_3 COMPOSITE

N. L. Savchenko, T.Yu Sablina and S.N. Kulkov

This report contains the results of wear resistance, friction coefficient and structure studies of worn surfaces of submicrocrystalline (the average grain size is about 0.2 μm) 3Y-TZP- Al_2O_3 composite rubbed against a steel disk counterbody at normal stress 5 MPa up to 20 m/s sliding speeds.

It is shown that, at 2 m/s the friction surface is subdivided by a cracks network into isolated blocks. The local fracture is developed in case of the maximum wear rate occurred at sliding speed of 5 m/s in these blocks. The inversion of tetragonal phase XRD intensity peaks (002)/(200) with respect to initial state was observed which were characterized by chaotic crystalline grains orientations. The degree of such inversion was growing with the sliding speed. These results are discussed in terms of martensite-free deformation twins' reorientation effects in tetragonal phase and the formation of a quasi-liquid film on wear resistance of 3Y-TZP- Al_2O_3

Известно, что способность керамики на основе поликристаллического тетрагонального диоксида циркония, частично стабилизированного оксидом иттрия (Y-TZP) испытывать фазовые переходы под воздействием приложенных напряжений определяет её поведение при трении. Как следует из представленных в литературе данных, исследования трибологических характеристик и структурных изменений поверхности для субмикронной керамики на основе Y-TZP проводились только при относительно малых скоростях скольжения (не выше 1 м/с). Вместе с тем тот факт, что в керамикт с малым размером зерна мартенситного превращения не наблюдается (размер зерен тетрагональной фазы существенно меньше критического) делает актуальным исследование её поведение при трении, особенно при высоких скоростях скольжения и высоких температурах, то есть при тех условиях где обычная трансформационно-упрочненная керамика теряет свои свойства.

В работе приведены результаты исследования износостойкости, коэффициента трения и структуры поверхностей трения субмикрокристаллической (со средним размером зерен 0.2 мкм) керамики Y-TZP- Al_2O_3 после трибологических испытаний в паре со стальным диском при давлении 5 МПа в диапазоне скоростей скольжения до 20 м/с. Показано, что, начиная с 2 м/с поверхность трения покрывает сетка трещин, которая разбивает поверхность на блоки. При этом в случае максимального износа при скорости скольжения 5 м/с внутри таких блоков образуются участки с выкрашиванием.

Проведённый микрорентгеноспектральный анализ показал, что элементный состав поверхности трения керамики Y-TZP- Al_2O_3 кроме элементов самой керамики (Zr, Y, Al) включает элементы стального контртела (Fe, Mn, W, Ni, Cr, V, Mo), при этом с ростом скорости скольжения от 2 до 10 м/с количество элементов стального контртела растёт от 2 до 6 вес.%. При исследовании поверхностей трения керамики методом скользящего рентгеновского пучка в поверхностном слое порядка 1-2 мкм были обнаружены рентгеновские пики, соответствующие Fe_2O_3 .

Рентгенографическое исследование показало, что после трения во всем изученном интервале скоростей на поверхности трения керамики изменяется соотношение интенсивностей пиков в дублете (002)-(200) тетрагональной модификации диоксида циркония и уменьшается средний размер её кристаллитов. При этом максимальное уменьшение размера кристаллитов тетрагональной фазы происходит в области интенсивного изнашивания керамики при скоростях скольжения 3÷5 м/с, а максимальное значение соотношения интенсивностей (002)-(200) тетрагональной модификации ZrO_2 соответствует режиму трения с минимальными значениями интенсивности изнашивания и коэффициента трения керамики ZrO_2 - Y_2O_3 - Al_2O_3 при скорости скольжения 20 м/с. Наблюдающиеся структурные изменения поверхности трения изменения субмикронной керамики ZrO_2 - Y_2O_3 - Al_2O_3 , могут быть обусловлены процессами пластической деформации поверхностных объёмов материала.

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЁВ И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ КЕРАМИЧЕСКИХ И МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ В УСЛОВИЯХ ТРЕНИЯ СКОЛЬЖЕНИЯ

Савченко Н.Л., Саблина Т.Ю., Севостьянова И.Н., Гнусов С.Ф., Кульков С.Н.

Россия, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, savnick@ispms.tsc.ru

STRUCTURE EVOLUTION OF THE CMC AND MMC SURFACE LAYER AT FRICTION

Savchenko N., Sablina T., Sevostyanova I., Gnusov S. and Kulkov S.

Optical, scanning electron microscopy and X-ray diffraction analysis were used to study the structure of surface layer of the transformation-toughened zirconia based ceramics and WC-(Fe-Mn-C) composites at friction at speeds in the range 1÷37 m/s at pressure of 5 MPa.

The high wear resistance of the transformation-toughened CMC and MMC is explained based on the data on the evolution of the surface layer structure

В работе методами рентгеноструктурного анализа, оптической и сканирующей электронной микроскопии изучена структура поверхностного слоя трансформационно-упрочнённых керамических материалов на основе диоксида циркония и металлокерамических композитов WC-(Fe-Mn-C) при трении по стали при скоростях скольжения 1÷37 м/с и приложенном давлении 5 МПа.

Вклад мартенситного превращения в свойства композитов изменяли для керамики, на основе диоксида циркония, спекая образцы разным средним размером зерен тетрагональной фазы (от 0.2 до 4 мкм), а для WC-(Fe-Mn-C) изменяя концентрацию растворенного марганца в стальной связке (от 4 до 20 вес.%).

Показано, что при низких скоростях скольжения (1-2 м/с) все изученные композиты имеют низкие величины интенсивности изнашивания, а сам процесс износа контролируется мартенситным превращением из метастабильной высокотемпературной фазы в стабильную низкотемпературную на поверхности трения. При таких режимах поверхность трения всех композитов имеет бороздчатый рельеф. Для всех исследуемых композитов WC-(Fe-Mn-C) установлено, что с ростом скорости от 1 до 4 м/с глубина, на которую в связке и карбиде вольфрама происходят измельчение структуры и фазовый $\gamma \rightarrow \alpha$ – переход, увеличивается от 20-40 до 60-100 мкм соответственно.

При увеличении скорости скольжения от 1 до 4 м/с в керамике на основе диоксида циркония происходило увеличение значений интенсивности изнашивания, а при дальнейшем увеличении скорости до 37 м/с происходило её уменьшение до значений характерных для низких скоростей скольжения, что было обусловлено сменой механизмов изнашивания от режима адгезионного износа при скорости скольжения 4 м/с до режима формирования на поверхности трения керамики квазижидкой пленки, возникшей в результате плавления и окисления стального контртела при высоких скоростях скольжения.

Показано что при увеличении скорости скольжения одновременно с уменьшением интенсивности изнашивания уменьшается размер пространственной сетки трещин на поверхности трения керамики. Рентгеноструктурным методом показано, что на поверхности трения керамики изменяется соотношение интенсивностей пиков в дублете (002)-(200) тетрагональной модификации диоксида циркония, что обусловлено образованием текстуры с преимущественной ориентацией кристаллитов с осью «с» решетки перпендикулярно поверхности трения.

Показано, что при трении композита WC-(Fe-Mn-C) в диапазоне скоростей скольжения от 10 до 37 м/с на поверхности трения происходит фрагментация материала, при этом с увеличением скорости происходит изменение фазового состава приповерхностных областей. При скоростях от 10 до 20 м/с состав поверхности трения не отличается от исходного композита, а после скоростей скольжения выше 20 м/с возникающие при трении трибослои обогащены железом, кислородом и содержат в своем составе оксид Fe_3WO_4 . Формирование Fe_3WO_4 приводит к уменьшению интенсивности изнашивания и коэффициента трения композитов.

СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ ЧАСТИЦ ИЗНОСА И ИЗНОШЕННОЙ ПОВЕРХНОСТИ КОМПОЗИТОВ WC-(Fe-Mn-C) ПОСЛЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО ТРЕНИЯ

Севостьянова И.Н., Савченко Н.Л., Кульков С.Н.

*Россия, Учреждение Российской академии наук, институт физики прочности и материаловедения
СО РАН, sevir@ispms.tsc.ru*

STRUCTURE AND PHASE STATE OF WEAR DEBRIS AND WORN SURFACE OF WC - (FE-MN-C) COMPOSITES AFTER HIGH-SPEED FRICTION

Sevostyanova I.N., Savchenko N.L., and Kulkov S.N.

The results relating to both tribological characterization and friction-induced structural changes in WC-(Fe-Mn-C) composites rubbed against a steel disc counterbody at the sliding speeds up to 37 m/s and normal pressure of 5 MPa are presented. It is shown that subsurface layers of the WC-80Г4 and WC-80Г20 composite undergoes fragmentation during sliding wear against steel carried out at sliding speeds in the range 10 to 37 m/s. Sliding at the speeds below 20 m/s did not change the chemical composition on the worn surfaces as compared to that of the source samples. The sliding at speeds 20 m/s generates tribolayers enriched both with iron and containing FeWO₄ mixed oxide. Formation FeWO₄ on a friction surface promotes decrease in friction coefficient and wear resistance increase. In the conditions of high-speed friction WC-80Г4 and WC-80Г20 composite demonstrated itself as self-lubricating composites.

Перспективными материалами для работы в тяжелых условиях трения являются прочные композиты, содержащие частицы карбида вольфрама в связке из железо-марганец-углеродистых сталей. Подробное изучение структуры и фазового состава поверхности трения и формирующихся в процессе трения WC-(Fe-Mn-C) частиц износа при высокоскоростном трении является актуальной задачей и направлено на выявление влияния формирующихся трибослоев на износостойкость композитов, поскольку при эксплуатации в условиях трения в окислительной атмосфере при высоких скоростях скольжения с повышенной температурой в зоне трибоконтакта, неизбежно происходят механохимические процессы (окисление и синтез новых химических соединений) на поверхности трения металлосодержащих материалов.

В работе представлены результаты исследования поверхности трения и частиц износа композиционных материалов WC-(Fe-Mn-C), испытанных по стальному контртелу при давлении 5 МПа при скоростях скольжения 10÷37 м/с. Содержание марганца в связующей фазе составляло 4÷20 вес.%, а содержание углерода для обоих составов составляло 0,8 вес.%. Такие составы композитов WC-(Fe-Mn-C) были выбраны для получения разного структурно-фазового состояния связки с точки зрения её способности испытывать деформационное мартенситное $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение.

При скоростях скольжения до 20 м/с композиты WC-80Г4 и WC-80Г20 имели практически одинаковый износ ($W = 1\div3 \times 10^{-3}$ мм³/м). При скоростях скольжения выше 20 м/с, происходит резкий рост интенсивности изнашивания для композитов обоих составов, при этом интенсивность изнашивания WC-80Г20 примерно в 3 раза выше, чем у материала WC-80Г4. Коэффициент трения при этом оставался низким и составлял $f = 0,1$. Повышение износостойкости композита WC-80Г4 происходит за счет того, что в связке композита метастабильный аустенит (γ -фаза) в процессе трения превращается в α - мартенсит деформации на изнашиваемой поверхности.

Исследование фазового состава поверхностей трения композитов обоих составов методом рентгенофазового анализа показало, что на поверхности трения помимо основных фаз, карбида вольфрама, аустенита (γ - фаза), α - фазы, входящих в состав матрицы композиционного материала, образуется сложный оксид FeWO₄, количество которого на поверхности трения составляет 2 - 4% и зависит от фазового состава матрицы и скорости скольжения. Образование оксида FeWO₄ произошло в результате термомеханического перемешивания исследуемых композитов и материала стального контртела с одновременным окислением трущихся поверхностей. Объемное содержание FeWO₄ в осколках изнашивания выше, чем на поверхности трения, при этом содержание FeWO₄ в частицах износа WC-80Г4 всегда выше, чем для WC-80Г20 (при одинаковых скоростях скольжения).

Количество формирующегося FeWO_4 в частицах износа коррелирует с величиной интенсивности изнашивания исследуемых композитов. Увеличение его количества приводит к уменьшению интенсивности изнашивания композиционных материалов.

Исследование параметров тонкой кристаллической структуры - размера кристаллитов (D) и микроискажений кристаллической решетки ($\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}$) структурных составляющих композиционных материалов выявили значительное уменьшение D как на поверхности трения, так и в частицах износа. Независимо от скорости скольжения в поверхностном слое композитов происходит уменьшение областей когерентного рассеяния и увеличение микроискажений кристаллической решетки карбида вольфрама и связи, что свидетельствует об интенсивной пластической деформации структурных составляющих композитов. Размер кристаллитов карбида вольфрама на поверхности трения уменьшается от 80 нм, (в исходном состоянии) до 18 – 25 нм, а в осколках изнашивания он равен 11 – 18 мкм. Размер кристаллитов оксида FeWO_4 на поверхности трения и в частицах износа композиционных материалов обоих составов 23÷28 нм.

По данным растровой электронной микроскопии в осколках изнашивания формируется два типа структур: «пластинчатые» частицы и «объемные», неправильной округлой формы. Пластинчатые частицы имеют слоистое строение. Толщина слоев варьируется от 3 до 5 мкм, что хорошо согласуется с толщиной слоя переноса на поверхности трения. «Округлые» частицы изнашивания имеют «дендритоподобную» поверхность и состоят из сросшихся (связанных между собой) сферических частиц размерами 5-20 мкм, причем с увеличением скорости скольжения количество частиц «пластинчатой» формы уменьшается, а «округлой» формы – увеличивается.

Средний размер осколков изнашивания композитов обоих составов уменьшается в зависимости от увеличения скорости скольжения от 200 до 110 мкм в композите WC-80Г20 и от 120 до 80 мкм в WC-80Г4, то есть размер осколков в композитах WC-80Г4 при всех скоростях скольжения ниже, чем в WC-80Г20.

Таким образом, наблюдающиеся сфероиды являются продуктами термохимической реакции с образованием сложного оксида FeWO_4 которые, попадая в область трения образуют многослойные пластинчатые агломераты из слипшихся сфероидов на поверхности трения композитов способствующие их самосмазыванию, приводящему к увеличению износостойкости и уменьшению коэффициента трения композитов. Обнаружено, что средний размер частиц изнашивания хорошо коррелирует с масштабом структур возникающих при износе на поверхности трения композита и с величиной интенсивности изнашивания композита.

РОЛЬ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ПРОЦЕССАХ САМООРГАНИЗАЦИИ И ОБРАЗОВАНИЯ ДИССИПАТИВНЫХ СТРУКТУР ПРИ СУХОМ ТРЕНИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Солнцев В.П., Скороход В.В., Солнцева Т.А.

*Институт Проблем Материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев, Украина,
e-mail: SolntcevVP@gmail.com*

ROLE OF THE LOCALIZATION OF PLASTIC DEFORMATION IN THE PROCESS OF SELF-ORGANIZATION AND FORMATION OF DISSIPATIVE STRUCTURES IN DRY FRICTION OF METALLIC MATERIALS

Solntsev V.P., Skorokhod V.V., Solntseva T.A.

The introduction of the strengthening phase into the metal compositions results in localization of plastic deformation and initiation of non-equilibrium chemical processes, and finally the formation of dissipative structures providing significant reduction of wear in dry friction is observed.

Исследование космического пространства, планет Солнечной Системы, надежная работа спутников и станций, способных длительно функционировать на околоземной орбите, ставит задачу разработки нового поколения износостойких материалов, предназначенных для узлов трения

космических аппаратов. Поскольку космический вакуум и условия планет Марса и Венеры являются экстремальными и не допускают применения жидких смазок, то поиск материалов, которые могут проявить в этих условиях максимальный уровень своих функциональных свойств, является актуальной задачей. При создании износостойких материалов, предназначенных для работы в условиях сухого трения в вакууме, в первую очередь необходимо рассмотреть фактор структуры самой композиции, который определяет диссипативные свойства материала и его способность к реализации нелинейных механизмов адаптации, приводящих к залечиванию структурных дефектов [1]. В рамках современных представлений область трения представляет собой открытую систему, в которую извне направлены потоки энергии и вещества. Есть необходимые условия реализации процессов самоорганизации, которые возникают вдали от термодинамической ветви со свойственным им понижением энтропии системы в целом. Основоположники неравновесной термодинамики не задавались вопросом, в каком случае эффективность самоорганизации выше. Можно ли определить величину производства энтропии, если диссипативная структура, находясь в динамически устойчивом состоянии, принципиально не изменяет свои характеристики. Очень важно, все-таки, знать соотношение между производством энтропии в системе, ее диссипативными возможностями и потоком энтропии в систему, обеспечивающим устойчивость неравновесной системы. Для необратимого процесса достигающего равновесия все ясно, производство энтропии максимально. Для нелинейных систем нет однозначного ответа на вопрос эффективности процесса самоорганизации. Современная неравновесная термодинамика не позволяет пока это установить. Более того, хотелось бы оценить величину диссипации энергии в состоянии самоорганизации. В одном случае внешний поток энергии может привести систему к деградации и разрушению, а в другом, наоборот, к понижению энтропии системы, к появлению особого рода устойчивости, динамической, диссипативной структуры. На данный вопрос можно дать ответ только тогда, когда будет накоплен опыт по моделированию необратимых процессов, включающих изучение модельных систем различной степени сложности, в которых в совокупности процессов нелинейного взаимодействия возникает устойчивая диссипативная структура. Находясь в динамическом развитии, являясь неравновесной и организованной, она сохраняет свою индивидуальность и свойства, обладает механизмами самовосстановления благодаря внутренним процессам и внешним энергетическим потокам, направленным в систему.

Наиболее наглядным примером является образование диссипативных структур, возникновение которых инициировано процессом сухого трения композиционных материалов в вакууме, где фактор влияния внешней среды отсутствует (Рис. 1).

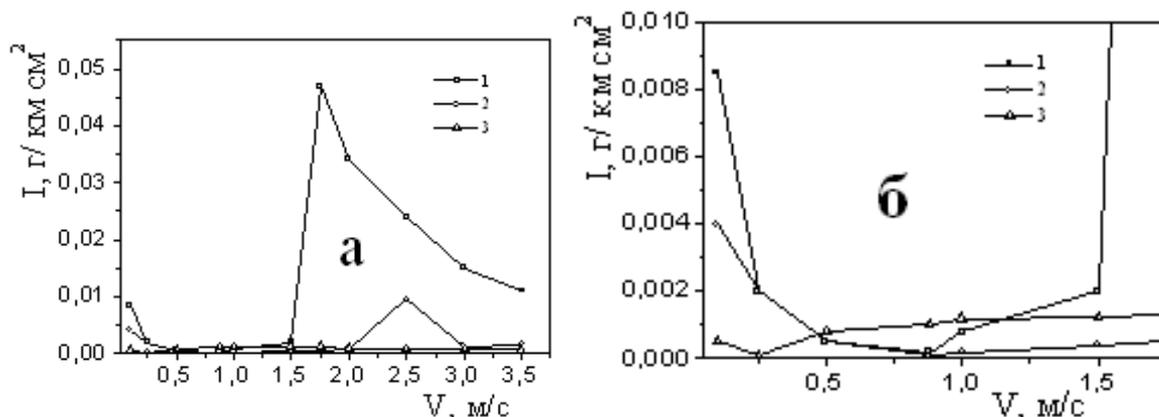


Рис. 1. Зависимость интенсивности износа композиций на основе титана от скорости скольжения при сухом трении в вакууме $6,65 \cdot 10^{-3}$ МПа и нагрузке 1,5 МПа: (а) – общий вид, (б) – фрагмент
 1 - дисперсно-твердеющий сплав на основе титана без добавок; 2 - он же с добавкой 2 % мас. сульфида; 3 - он же с добавкой 2% мас. Селенида

При трении в вакууме гетерогенного материала с интерметаллидными включениями наблюдается возникновение диссипативной структуры. Интерметаллидные включения локализуют пластическую деформацию в определенном диапазоне скорости скольжения. При этом вследствие инициирования процессов растворения в твердом растворе интерметаллида и последующего распада,

происходит образование диссипативной структуры, что обеспечивает минимизацию износа материала при сухом трении в диапазоне скоростей 0,25-1,5 м/с. Введение незначительного количества источника возбудимости, соединения приводящего к термодинамической и химической неустойчивости, а также частиц более твердых и тугоплавких соединений позволяет расширить область скоростей нагрузок, в которой реализуются процессы самоорганизации с характерным образованием концентрационных волн и отсутствия схватывания (Рис.2).

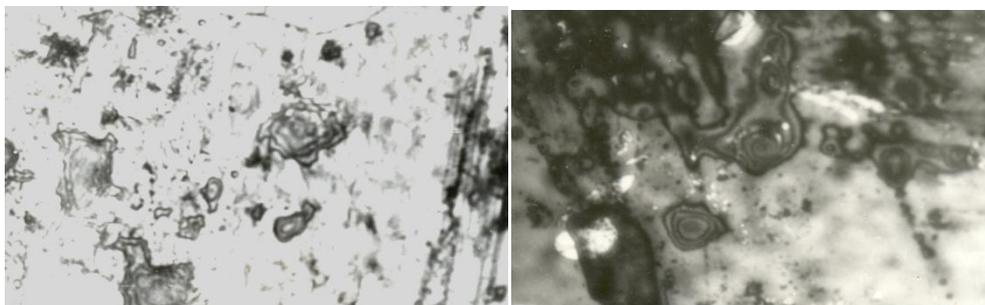


Рис.2. Диссипативные структуры на поверхности трения материалов на основе титана с элементами самоорганизации. Увеличение 600^x. (а) – упрочнение интерметаллидами; (б) – упрочнение соединениями внедрения.

Без гетерогенного упрочнения при сухом трении процессы самоорганизации не реализуются при введении халькогенидов. Твердые включения локализуют пластическую деформацию при высоких температурах, которая ускоряет химический процесс, приводящий к ее же релаксации. Таким образом, можно заключить, что устойчивость материала к износу определяется коллективными процессами, приводящими к возникновению диссипативной структуры, для которой характерна высокая скорость релаксации накапливаемой свободной энергии.

Список литературы:

1.Solntsev V.P., Skorokhod V.V., Tykhyu V.G., Frolov G.A., Kostornov A.G. Influencing different ingredients on the tribological characteristics of compositions on the basis of plastic metals in vacuum // Proceedings of the 9th International Symposium on "Materials in a Space Environment".- Noordwijk, The Netherlands: European Space Agency, 2003 - P. 451-454.

2.Хакен Г. Синергетика: иерархии неустойчивостей в самоорганизующихся системах и устройствах.- М:Мир, 1985.- 423 с.

ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОЙ ПРИРОДЫ МОДИФИКАТОРА НА МЕХАНИЗМ ИЗНОСА АНТИФРИКЦИОННОГО УГЛЕПЛАСТИКА

Соснов Е.А.,¹ Анисимов А.В.,² Бахарева В.Е.,² Малыгин А.А.¹

¹Россия, Санкт-Петербургский государственный технологический институт (Технический университет), sosnov@lti-gti.ru

²Россия, ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», prometey-km@yandex.ru

INFLUENCE OF MODIFIER'S CHEMICAL NATURE AT THE MECHANISM OF WEAR OF ANTI-FRICTION CARBON-REINFORCED COMPOSITES

Sosnov E.A., Anisimov A.V., Bakhareva V.E., Malygin A.A.

With use of Atomic Force Microscopy the influence of high-disperse modifier chemical nature (babbit B-83, MoS₂) on friction characteristics of epoxy carbon-reinforced composites, morphology of friction contact surface and the mechanism of wear of antifriction material in contact with steel were investigated. It was shown, that modifier introduction reduces intensity of composite wear process at 2-10 time, and mechanism of carbon-reinforced composites deterioration was determined by modifier nature.

Современные полимерные композиционные материалы (ПКМ) широко используются в узлах трения не только в качестве высокопрочных конструкционных составляющих, но и как основа антифрикционных компонентов, способных работать в тяжелых условиях (при высоких температурах и нагрузках, в отсутствие смазки). Для повышения их износостойкости и эффективности эксплуатации необходимо уделить особое внимание изучению процессов, протекающих на поверхности ПКМ при трении. Учитывая сложную пространственную и химическую структуру таких материалов, для прогнозирования их прочностных и антифрикционных характеристик в различных условиях эксплуатации требуется знать поведение под нагрузкой не только отдельных компонентов ПКМ (армирующих волокон, полимерной матрицы, микро- и наноразмерных добавок и модификаторов различной химической природы), но и, поскольку прочностные и функциональные характеристики композитов во многом определяются взаимодействием составляющих его компонентов, взаимодействие компонентов ПКМ между собой.

Изучение таких процессов как в исходных ПКМ, так и в антифрикционных материалах, подвергнутых триботехническим испытаниям при различных эксплуатационных условиях, требует использования физико-химических методов с высокой (нанометровой) разрешающей способностью, позволяющих выявить морфологические изменения на поверхности ПКМ, возникающие в ходе трения, и, соответственно, определить механизмы процессов, протекающих в композите в ходе трибоконтакта. Одним из методов, наиболее полно удовлетворяющих указанным требованиям, является атомно-силовая микроскопия (АСМ).

В данной работе рассмотрены триботехнические характеристики армированных углеволокном композитов на эпоксидной основе, как исходных, так и модифицированных антифрикционными модификаторами различной химической природы (высокодисперсными баббитом Б-83 и MoS_2), и установлено, что введение наномодификаторов снижает интенсивность изнашивания композита в 2-10 раз. Представлены методические особенности пробоподготовки углепластиков и возможности методик АСМ для изучения поверхности трения антифрикционных композитов. На основании полученных результатов определена роль наноразмерных модификаторов различной химической природы, используемых при изготовлении антифрикционных материалов, и предложены механизмы процессов, протекающих в углепластике при трибоконтакте.

Показано, что использование методов атомно-силовой микроскопии для анализа морфологии поверхности антифрикционных ПКМ позволяет построить адекватные модели протекающих в ходе трибоконтакта процессов и на основе этого прогнозировать эксплуатационные характеристики композитов.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке РФФИ (грант № 09-03-00300).

ИССЛЕДОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ МНОГОСЛОЙНЫХ МАТЕРИАЛОВ ПОД ДЕЙСТВИЕМ СВЕРХЗВУКОВОГО ПОТОКА АБРАЗИВНЫХ ЧАСТИЦ

Степанов Ю.С., Барсуков Г.В., Михеев А.В.

Россия, ФГОУ ВПО «Государственный университет-УНПК», e-mail: awj@list.ru

INVESTIGATION OF FRACTURE OF MULTILAYER MATERIALS BY SUPERSONIC FLOW ABRASIVE PARTICLES

Stepanov Y.S., Barsukov G.V., Mikheev A.V.

The authors have obtained analytical expressions of axial and longitudinal penetration velocity of a supersonic flow of abrasive particles in the multi-layer materials for pressure end, the thickness of the layers, the nature of the material, particle shape, number of layers and the gap between the layers.

К вопросу разрушения многослойных материалов сверхзвуковым потоком абразивных частиц приводят многие актуальные задачи современной техники металлообработки, горного дела, космических исследований, транспортных средств, ядерной энергетики, утилизации взрывоопасных предметов и

др. Основной метод изучения динамики разрушения является экспериментальный метод исследования. Одной из основных задач экспериментального исследования является проблема построения определяющих соотношений, позволяющих замкнуть систему уравнений движения сплошной среды, описывающую процесс всего периода ударного взаимодействия. Но даже наличие этих соотношений приводит к системе уравнений, зависящей от трех пространственных координат и времени, что серьезно усложняет задачу.

Теоретические исследования направленного разрушения многослойных материалов сверхзвуковым потоком абразивных частиц направлены на решение двух подзадач: аналитическое описание внедрения частицы, летящей со сверхзвуковой скоростью, в первый слой многослойного материала при различных кинематических углах атаки и аналитическое описание проникания сверхзвукового двухфазного потока в многослойный материал с учетом конструктивных особенностей преграды.

При моделировании проникания единичной частицы сверхзвукового потока в качестве модели преграды использована модель пластически сжимаемой среды, которая при нагружении изменяет свою плотность по определенному закону, а при разгрузке сохраняет плотность, полученную при нагружении. Основные уравнения такой среды для случая одномерного движения, уравнения неразрывности и уравнения движения частиц металла в переменных Лагранжа. Связь между радиальными и тангенциальными напряжениями найдено из условия предельного состояния для металлов, в виде условия Прандтля. Для замыкания системы уравнений применена зависимость между гидростатическим давлением и объемной деформацией. Решение описанных уравнений позволило получить выражение для определения давления на поверхности проникающей частицы сверхзвукового потока, что дало возможность записать аналитическое выражение максимальной глубины проникания частицы в материал при нормальном угле атаки. Это позволит определить объем вытесняемый единичной частицей при различных углах атаки и скорости соударения, физико-механических свойств материала преграды, геометрии и размера частицы сверхзвукового потока [1].

Для решения второй подзадачи сделаны следующие допущения: количество абразивных частиц участвующих в резании, постоянно; ориентация и скорость частиц участвующих в резании, на одном каком либо слое постоянно; частица участвует в разрушении только один раз; материал слоев изотропен. Разрешая пошагово систему уравнений движения частиц с подвижными граничными условиями, получены аналитические зависимости осевой и продольной скорости проникания сверхзвукового двухфазного потока в многослойные пластины и оболочки от давления истечения, толщины слоев, природы самого материала, формы частиц, количества слоев, зазора между слоями, степени упрочнения в области разрушения и расхода частиц.

Литература

1. Степанов Ю.С., Барсуков Г.В., Михеев А.В. Разрушение преграды сверхзвуковым потоком свободных абразивных частиц. - М.: Издательский дом «Спектр», 2010. – 152 с.: ил.

ТУРБУЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ МАТЕРИАЛА ПРИ ТРЕНИИ СКОЛЬЖЕНИЯ

Тарасов С.Ю., Рубцов В.Е.

Россия, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, tsy@ispms.ru

EDDY FORMATION BY PLASTIC FLOW OF METAL IN SLIDING WEAR

Tarasov S.Yu., Rubtsov V.E.

Modern literature sources offer models for gradual formation of nanocrystalline layer in sliding test. These models are based traditionally either on deformation rate or wear debris intermixing within the contact zone. However, the nanocrystalline layer structure is very much alike the structure of adiabatic shear bands obtained in explosion loading. It is possible with the tribological experiment to simulate conditions close to both approaches depending on the sliding speed and the size of a real contact area. In connection with this, we carried out tribological experiments under conditions when friction coefficient changed sharply due to adhesive interaction

between the samples' surfaces'. Such an approach allowed obtaining fast changes in contact geometry and thus provoked the occurrence of shear instability. Preliminary experiments allowed us to determine needed test regimes and sample dimensions.

Samples in the form of $\varnothing 5$ mm and 20 mm length pins were cut off the $\varnothing 5$ mm commercial copper rods using a lathe tool. Vertical pin-on-disk sliding tester 2169 UMT-1 (Tochpribor, Ivanovo) was used to test three samples simultaneously against a counterface of $\varnothing 320$ mm 64 HRC tool steel disk. These samples were brought in an unlubricated sliding contact and then tested at 0.5 MPa 0.6 m/s and 0.1 MPa 1 m/s. It was shown by preliminary experiments that combination of low sliding speed and high contact stress is a most severe wear test mode for copper samples.

Microstructure of the worn samples was characterized using both an optical and a differential-interferential (DIC) contrast microscope Axiovert 200 MAT (Carl Zeiss).

The result of experimenting was a realization of shear instability conditions (0.6 m/s, 0.5 MPa) and generation of a nanocrystalline layer having a clear boundary with the low-lying plastically deformed material (see Fig.1). This clear boundary may be evidence of shear mechanism of the nanocrystalline layer formation which is similar to that of a shear band formation. Structurally, this layer may be divided into four zones as follows: plastic deformation and texturized grain zone I; intense fragmentation zone II; "turbulent" flow zone III and finally, "laminar" flow zone IV. One may see that both strain and fragmentation gradually grow starting from the deepest layers of zone I to the fragmentation zone II until an interface between zones II and IV (III) is formed as a result of shear instability. Zone I is characterized by crystallographic rotation of the grains with respect to shear stress while zone II is a place of intense structural fragmentation. Morphological specificity of zones III and IV is that they are composed mainly of fine grains arranged in ~ 1 μm -thick sublayers which are elongated with the sliding direction. Another important morphological feature is zone III within which one may see eddy-like flow of material which is very much alike the fluid turbulent flow patterns. It is necessary to note here that the eddies are often found on the worn surfaces as a result of mechanical intermixing. In our case, we see them generated at some depth below the worn surface which is related to the specificity of shear instability mechanism of nanocrystalline layer formation.

It was shown by numerical simulations (Fig.2) that two types of velocity zones could exist in the deforming material. High velocity gradient zones (slope curve portions) correspond to shear instability zones developing under plastic deformation. Other zones of zero velocity gradient (horizontal curve portions shown in rectangles)) are moving both staying parallel to the worn surface at the same velocity and being only elastically deformed. Therefore, the velocity tangential discontinuity surfaces exist inside the subsurface layer in different moments of time and different depths below the worn surface. From the hydrodynamics standpoint, absolute instability is of occurrence on these surfaces. Taking into account the results of numerical simulations, we may depict deformation in the subsurface layer as follows. During any moment of time there are elastic deformation zones together with one or even several shear instability zones where intense plastic shear occurs (see Fig.3), i.e. there is at least one interface on which the turbulence may develop. To evaluate the feasibility of such a case, we invoke the Reynolds number and apply it to some small structure scale of the subsurface layer, namely, to relative movement of 1 μm - thick sublayers

Reynolds himself defined his criterion as follows [1]: $Re = Vh/c\lambda$, where V is a flow velocity, h is a characteristic size of flow, c is a mean velocity of molecules, λ is a mean run of molecules. In our situation, V and h is mean velocity of movement and subsurface layer thickness, respectively. Within the framework of our model, an elementary strain carrier is a 1 μm - thickness sublayer of material, therefore, parameters c and λ may be interpreted respectively as the velocity and displacement of this sublayer for a time during which it stays in the shear instability zone. Numerical modeling enabled the values of these parameters to be as follows: $V \approx 2 \cdot 10^{-2}$ m/s, $h \approx 3 \cdot 10^{-4}$ m, $c \approx 1 \cdot 10^{-2} - 4 \cdot 10^{-2}$ m/s, $\lambda \approx 1 \cdot 10^{-8} - 8 \cdot 10^{-8}$ m [2]. Substituting this numbers in expression (4), we arrive to the Reynolds number to be 1875 to 30000.

The modeled here system of parallel-plane flows which describes deformation in a subsurface layer of metal in sliding will become instable at that high Reynolds numbers and any infinitesimal perturbation may bring it to the turbulence.

Shear instability conditions were realized in the course of tribological experiment. A nanocrystalline 500 μm thickness subsurface layer was obtained as a result of shear instability. Plastic deformation pattern of this layer gives evidence of a deformation mechanism much alike a viscous fluid flow mechanism. The feasibility of eddy-like structure in such zones was supported by obtaining corresponding Reynolds number values.

1. Monin A.S., Yaglom A.M. Statistical hydromechanics. V.1., M.:Nauka, 1967. 640.

2. S. Tarasov, V. Rubtsov, A. Kolubaev "Subsurface shear instability and nanostructuring of metals in sliding" Wear 268 (2010) 59–66.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ КОНТАКТНОГО ДАВЛЕНИЕ С УЧЕТОМ ТЕМПЕРАТУРЫ В АНИЗОТРОПНЫХ НЕОДНОРОДНЫХ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ВТУЛКАХ ПОДШИПНИКОВ СКОЛЬЖЕНИЯ

Трошин С.И., Докшанин С.Г.

Россия, ФГАОУ ВПО «Сибирский федеральный университет», *Sergey_dokshandin@mail.ru*

DEFINITION OF CONTACT PRESSURE WITH THE ACCOUNT OF TEMPERATURE IN ANISOTROPIC INHOMOGENEOUS CYLINDRICAL BUSHING OF SLIDING BEARINGS

Troshin S.I., Dokshandin S.G.

this artical deals with the axisymmetric task of definition of contact pressure with the account of temperatures for the bushing of sliding bearing made of anisotropic material.

Подшипники скольжения на основе прессованной древесины эксплуатируются в узлах трения с низкими скоростями скольжения и незначительной радиальной нагрузкой. Такие ограничения в работе узла связаны с температурным режимом вследствие низкой теплопроводности древесины. При увеличении температуры в процессе трения происходит изменение физико-механических свойств материала, что приводит в дальнейшем к повышению коэффициента трения и интенсивности износа втулки. Таким образом, температура является одним из основных факторов, определяющих работоспособность подшипника скольжения с втулкой из прессованной древесины.

При выполнении работы была рассмотрена осесимметричная задача по определению контактного давления на поверхности цилиндрической втулки подшипника скольжения, запрессованной в металлическую обойму, при изменении температуры материала втулки и обоймы.

В качестве образца была взята втулка контурного прессования ДП-К, изготовленная из прессованной древесины. При изготовлении втулки сложным гнутьем получается деталь неодинаковой плотности материала вдоль радиуса, поэтому модуль упругости будет иметь зависимость как от плотности, так и от радиуса.

Подшипник скольжения вместе с обоймой представляют статически неопределенную систему, в которой при изменении температуры возникают напряжения и соответствующие им упругие деформации.

Составляем уравнение совместности деформации, которое имеет вид:

$$u_o^{ypr} + u_o^t = u_m^{ypr} + u_m^t, \quad (1)$$

где u_o^{ypr}, u_m^{ypr} – перемещение по радиусу за счет упругой деформации внешнего волокна втулки и внутреннего материала обоймы соответственно; u_o^t, u_m^t – перемещение за счет температурной деформации при условии равномерного нагрева внешнего волокна втулки и внутреннего материала обоймы соответственно.

Перемещения обоймы и втулки в радиальном направлении определяются по формуле:

$$u = \varepsilon_\theta r_3 \quad (2)$$

где ε_θ – относительная кольцевая деформация, r_3 – радиус контактной поверхности втулки и обоймы.

На основе обобщенного закона Гука и равенства $\mu_{\theta r}/E_r = \mu_{r\theta}/E_\theta$, для материала втулки, относительная кольцевая деформация выражается зависимостью:

$$\varepsilon_\theta = \frac{\sigma_\theta}{E_\theta} - \mu_{\theta r} \frac{\sigma_r}{E_r} = \frac{1}{E_\theta} (\sigma_\theta - \mu_{r\theta} \sigma_r), \quad (3)$$

где σ_θ, σ_r – кольцевое и радиальное напряжение соответственно; E_θ, E_r – модули упругости материала втулки в кольцевом и радиальном направлениях соответственно; $\mu_{\theta r}$ – коэффициент поперечной деформации.

Кольцевое напряжение, возникающее при нагреве втулки во внешнем волокне с учетом формулы Ляме [1] определяется следующим образом:

$$\sigma_{\sigma_{\theta}} = \left[\frac{(1-c^{(\lambda_2-1)})\lambda_1 \rho^{(\lambda_1-1)}}{c^{(\lambda_2-1)}(1-c^{(\lambda_1-\lambda_2)})} - \frac{(1-c^{(\lambda_1-1)})\lambda_2 \rho^{(\lambda_2-1)}}{c^{(\lambda_1-1)}(c^{(\lambda_2-\lambda_1)}-1)} + 1 \right] \frac{(\alpha_{\theta} - \alpha_r) \int_T E_{\theta} \delta T}{(1-\mu\nu)k^2 + \nu - 1} \quad (4)$$

Здесь $c = r_2/r_3$ – относительный геометрический размер втулки; r_1 – наружного радиус слоя цилиндра; r_3 – радиус контактной поверхности втулки и обоймы; T – изменение температуры материала втулки и обоймы; α_{θ} α_r – коэффициенты теплового расширения материала втулки в кольцевом и радиальном направлениях; $k = \sqrt{E_{\theta}/E_r}$ – коэффициент анизотропности материала втулки; μ – коэффициент поперечной деформации ($\mu = \mu_r \theta$); ρ – относительная координата.

Контактное давление p_k будет наружным для втулки и внутренним для обоймы (рис.1).

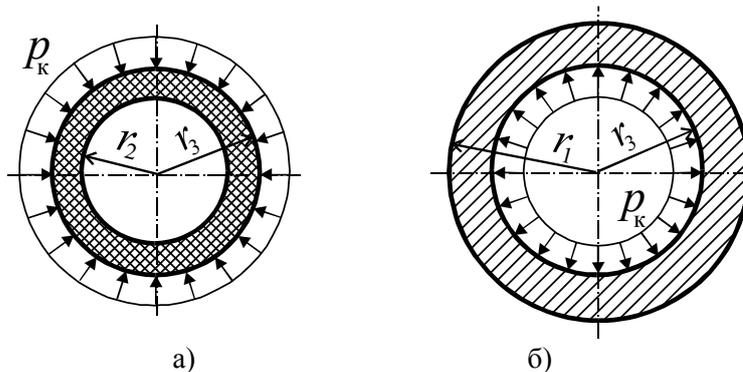


Рис.1 Распределение контактного давления в поперечном сечении: а) втулки; б) обоймы

Входящий в формулу (4) параметр λ зависит от физико-механических свойств материала втулки и определяется как [2]:

$$\lambda_{1,2} = \frac{\nu \pm \sqrt{\nu^2 + 4(1-\mu\nu)k^2}}{2},$$

где ν – эмпирический коэффициент, характеризующий изменение плотности материала втулки по радиусу.

Выражение для определения перемещений в радиальном направлении определим в соответствии с формулами (2) и (3), принимая $\sigma_r = 0$.

Для внутренней части обоймы выражения перемещений будут иметь вид:

$$u_m^{yp} = p_k \frac{r_3}{E_m} \left(\frac{r_1^2 + r_3^2}{r_1^2 - r_3^2} + \mu_m \right); \quad (5)$$

$$u_m^t = \alpha_m T r_3. \quad (6)$$

Радиальные перемещения внешнего радиуса втулки будут определяться:

$$u_o^{yp} = - \frac{p_k r_3}{E_{\theta}} \left[\left(\frac{\lambda_1}{1-c^{(\lambda_1-\lambda_2)}} - \frac{\lambda_2}{c^{(\lambda_2-\lambda_1)}-1} \right) - \mu_{r\theta} \right] \quad (7)$$

$$u_o^t = \frac{r_3}{E_{\theta}} \left[\frac{(1-c^{(\lambda_2-1)})\lambda_1 \rho^{(\lambda_1-1)}}{c^{(\lambda_2-1)}(1-c^{(\lambda_1-\lambda_2)})} - \frac{(1-c^{(\lambda_1-1)})\lambda_2 \rho^{(\lambda_2-1)}}{c^{(\lambda_1-1)}(c^{(\lambda_2-\lambda_1)}-1)} + 1 \right] \frac{(\alpha_{\theta} - \alpha_r) \int_T E_{\theta} \delta T}{(1-\mu\nu)k^2 + \nu - 1} \quad (8)$$

Подставив выражения (5), (6), (7) и (8) в уравнение (1), определяем контактное давление:

$$p_k = \frac{\frac{1}{E_{\theta}} \left[\frac{(1-c^{(\lambda_2-1)})\lambda_1}{c^{(\lambda_2-1)}(1-c^{(\lambda_1-\lambda_2)})} + \frac{(1-c^{(\lambda_1-1)})\lambda_2}{c^{(\lambda_1-1)}(c^{(\lambda_2-\lambda_1)}-1)} - 1 \right] \frac{(\alpha_{\theta} - \alpha_r) \int_T E_{\theta} \delta T}{(1-\mu\nu)k^2 + \nu - 1} - \alpha_m T r_3}{\frac{1}{E_m} \left(\frac{r_1^2 + r_3^2}{r_1^2 - r_3^2} + \mu_m \right) + \frac{1}{E_{\theta}} \left[\frac{\lambda_1}{(1-c^{(\lambda_1-\lambda_2)})} - \frac{\lambda_2}{(c^{(\lambda_2-\lambda_1)}-1)} - \mu_{r\theta} \right]} \quad (9)$$

Полученная формула для расчета контактного давления, возникающего при равномерном нагреве металлической обоймы с запрессованной в нее втулкой из анизотропного материала переменной плотности может быть использована для расчета прочности втулок, выборе натяга, а также определения оптимального масляного зазора.

Список литературы:

1. Биргер, И.А. Соппротивление материалов / И.А Биргер, Р.Р. Мавлютов. М.: Машиностроение, 1986. –560 с.
2. Чернышев, Ю.Ф. Расчет натягастандартной деревянной неоднородной втулки в подшипнике качения / Ю.Ф. Чернышев, С.И. Трошин // Изв. ВУЗов. «Лесной журнал» – 2001. – № 5-6 – С.71-76.

УСИЛЕНИЕ ТРИБОЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ СОЛЕЙ ЛАНТАНИДОВ В АТМОСФЕРЕ АЗОТА И ИНЕРТНЫХ ГАЗОВ

Тухбатуллин А.А., Абдрахманов А.М., Шарипов Г.Л.

Россия, Институт нефтехимии и катализа РАН, ink@anrb.ru

THE INCREASE OF TRIBOLUMINESCENCE OF LANTHANIDE SALTS IN THE NITROGEN AND INERT GASES ATMOSPHERE

Tukhbatyillin A. A., Abdrakhmanov A. M., Sharipov G. L.

An influence of gases (Ar, He, N₂, and O₂) on the triboluminescence intensity of some lanthanide (Ce, Eu, and Tb) sulfates has been studied. The highest intensity is typical for the cerium sulfate. The increase of triboluminescence intensity (up to 40-50) is observed at the blowing by Ar or He gases (in addition, a luminescence of these gases occurs). This phenomenon can be used for an increase of triboluminescence intensity and improvement of the parameters of sensors based on lanthanide salts.

В настоящее время существует потребность в контроле за состоянием различных конструкций в строительной индустрии и машиностроении. Среди различных датчиков, регистрирующих деструктивные изменения таких конструкций, перспективными являются трибололюминесцентные сенсоры. Они отличаются высокой чувствительностью, быстродействием, надежностью и возможностью интегрирования в конструкцию [1]. Такие сенсоры работают по принципу преобразования механической энергии деформации в энергию оптического излучения, поэтому основным требованием к ним является высокая интенсивность трибололюминесценции.

Веществами с яркой трибололюминесценцией, подходящими для создания сенсоров разрушения материалов, являются соединения лантанидов. В данной работе, изучено влияние различных газов (Ar, He, N₂, O₂) на интенсивность трибололюминесценции сульфатов лантанидов (Ce, Eu, Tb). На рисунке приведены фотографии свечения, наблюдаемого в слабозатемненной комнате при растирании сульфатов тербия и европия по дну кварцевой кюветы.

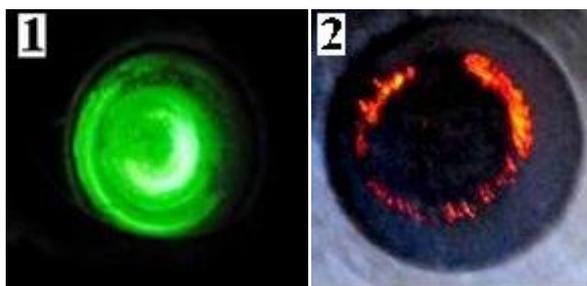


Рис. Фотография трибололюминесценции сульфатов тербия – 1 и европия – 2.

В спектре трибололюминесценции лантанидов наблюдаются 2 компоненты: азотная – свечение в УФ области, совпадающее с линиями излучения молекулярного азота при электрическом разряде, и твердотельная (свечение ионов Ln³⁺), спектр которой совпадает со спектром фотоллюминесценции кристаллов. Среди исследованных лантанидов наиболее высокая интенсивность трибололюминесценции характерна для сульфата церия, кроме того спектр полосы иона Ce³⁺ находится в УФ области как и линии азотной компоненты. Таким образом, сульфат церия обладает высокой интенсивностью трибололюминесценции, сосредоточенной только в УФ области. При

насыщении кристаллов сульфатов лантанидов кислородом происходит тушение линий азота. Действие кислорода связано не только с вытеснением азота из атмосферы, но и с истинным тушением. При напуске аргона и гелия в рабочую ячейку наблюдается сильное (до 40-50 раз) увеличение интенсивности как азотной, так и твердотельной компонент триболоминесценции, кроме того, возникает и дополнительное свечение инертных газов [2].

Таким образом, газы, вытесняющие кислород из атмосферы, могут снимать тушение, и это явление можно использовать для повышения интенсивности триболоминесценции и улучшения характеристик сенсоров на основе солей лантанидов.

Список литературы:

I. Sage, G. Bourhill. J. Mater. Chem., 2001, V. 11. p. 231.

G. L. Sharipov, A. A. Tukhbatullin and A. M. Abdrakhmanov, Prot. Met. Phys. Chem. Surf., 2011, V. 47, p. 13.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 11-02-97000).

ОПРЕДЕЛЯЮЩИЕ ПАРАМЕТРЫ ЭРОЗИОННОГО ГОРЕНИЯ ТЕПЛОЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ СПУСКАЕМЫХ КОСМИЧЕСКИХ АППАРАТОВ

Усеинов А.Б., Сабденов К.О.

Казахстан, ЕНУ им. Л.Н. Гумилева, e-mail: ya.abay@yandex.kz, sabdenovko@mail.ru.

DETERMINING PARAMETERS OF EROSION BURNING OF HEAT-SHIELDING COVERINGS OF LOWERED SPACE VEHICLES

Useinov A.B., Sabdenov K.O.

The analogy between determining parameters of positive erosive burning firm rocket fuel and their conducting role in destruction of heat-shielding coverings is offered. Is shown, that increase of a flow is warm to a surface of a material of a heat-shielding covering at increase of speed attack blow can to be carried out by two ways 1) at the expense of occurrence turbulence of current of a blowing flow 2) approach of a shock wave to a surface of a heat-shielding covering. The approached analytical decision is received in case of the large meanings of energy of activation of chemical reactions, and also the limits of his applicability are established. Is shown, that idle time asymptotic the representation of factor of erosion can appear strongly simplified, is especial if the reaction gasification will be exothermal.

Известно [1], что разрушение многих современных теплозащитных покрытий (далее ТЗП), используемых для спускаемых космических аппаратов, протекает подобно горению твердого ракетного топлива (ТРТ) в обдуваемом потоке горячих продуктов химических реакций. Процессы разрушения ТЗП и горения ТРТ сильно зависят от отношения скоростей обдувающего потока к скорости распада материала ТЗП (скорости горения ТРТ) при отсутствии обдува. Причем под скоростью распада ТЗП при отсутствии обдува понимается та величина, которая возможна при температуре неподвижной окружающей среды, равной температуре торможения. Отсюда следует, что, определив основные параметры, влияющие на скорость (положительного) эрозионного горения ТРТ, можно ожидать сохранения их ведущей роли и в процессе разрушения ТЗП [2].

Механизм возникновения положительного эрозионного эффекта при горении ТРТ связан с увеличением потока тепла из газовой фазы из-за возникновения в ней турбулентного пламени [3]. Это приводит к повышению температуры поверхности газификации топлива T_s , и, как следствие, к росту скорости горения. Что касается разрушения ТЗП, то, скорее всего, здесь тоже имеет место увеличение потока тепла к поверхности материала ТЗП. Но не обязательно, чтобы это было вызвано турбулентностью. Например, рост теплового потока при увеличивающейся скорости обдува может быть вызван приближением ударной волны к поверхности ТЗП.

Коэффициент положительной эрозии можно записать в следующем виде [4]:

$$\varepsilon = \frac{m_w}{m} = \frac{c_c(T_s - T_0) + L}{c_c(T_{sw} - T_0) + L} \cdot \left(\frac{w_\infty}{w_*} \right)^n, \quad (1)$$

где m_w – массовая скорость горения при наличии эрозии; T_s, T_{sw} – соответственно температуры поверхности разложения при отсутствии обдува и при наличии обдува; T_0 – начальная температура топлива; c_c – теплоемкость вещества топлива; L – тепловой эффект газификации топлива.

С помощью простого преобразования запишем (1) в виде:

$$\varepsilon = \frac{m_w}{m} = \frac{1 - \theta_0 + l}{\xi - \theta_0 + l} \cdot (x)^n, \quad (2)$$

здесь $\theta_0 = T_0/T_s$, $l = L/(c_c T_s)$, $\xi = T_{sw}/T_s$, $x = w_\infty/w_* \geq 1$. И причем $\varepsilon = 1$, если $x < 1$

С другой стороны коэффициент положительной эрозии может быть выражен с помощью закона Аррениуса [5]

$$\varepsilon = \frac{m_w}{m} = \exp\left[\frac{1}{2\beta}\left(1 - \frac{1}{\xi}\right)\right], \quad \beta = \frac{RT_s}{E_c}, \quad (3)$$

где E_c – эффективная энергия активации химических реакций в твердой фазе; T_s – температура поверхности разложения топлива; R – универсальная газовая постоянная.

Выражения (2) и (3) дают решение задачи об эрозионном горении материала ТЗП. В виду transcendентности системы уравнений (2) и (3) задача решается только численными методами по изменяющимся параметрам $\theta_0 = T_0/T_s$, $l = L/(c_c T_s)$, β и x .

Однако можно получить приближенное аналитическое решение системы (2) и (3) в том случае, когда эффективная энергия активации E_c имеет очень большие значения ($\beta \ll 1$). Представим решение (2) и (3) в виде ряда:

$$\begin{cases} \varepsilon = x^n (1 + \beta f_1 + \beta^2 f_2 + \dots) \\ \xi = 1 + \beta g_1 + \beta^2 g_2 + \dots \end{cases}, \quad (4)$$

Здесь f_i, g_i зависят от θ_0, l, x ($i = 1, 2, 3, \dots$).

Решая (4) совместно с (2) и (3) получим:

$$\begin{aligned} g_1 &= 2 \ln(x^n) = 2n \ln(x); & f_1 &= -\frac{2n \ln(x)}{1 - \theta_0 + l}; & g_2 &= 4n \ln x \cdot \left(n \ln x - \frac{1}{1 - \theta_0 + l} \right); \\ f_2 &= \frac{1}{1 - \theta_0 + l} \left(\frac{g_1^2}{1 - \theta_0 + l} - g_2 \right); \\ g_3 &= g_1 (2g_2 - g_1^2) + 2 \left(f_2 - \frac{(g_1^2 - g_2)^2}{8} \right). \end{aligned} \quad (5)$$

Таким образом, имея выражения (5), входящие в разложение (4), получено приближенное аналитическое решение для коэффициентов ε и ξ с точностью до β^2 включительно.

Из формул (2), (3) видно, что эрозионное горение определяется четырьмя безразмерными параметрами – это x, n, β и комплекс $\Delta = 1 - \theta_0 + l$, где начальная температура θ_0 и тепловой эффект газификации топлива l присутствуют равноправно.

Система уравнений (2) и (3) решалась с применением численных методов для случаев экзотермической и эндотермической реакции. При этом ставились следующие цели: а) установление степени зависимости эрозионных коэффициентов от тепловых и химических свойств ТЗП б) выяснение пределов применимости приближенного аналитического решения. Следуя первой цели, большой интерес представляет сравнение численного решения с асимптотическим решением при $\beta \rightarrow 0$ [7], последнее из которых применяется в практических расчетах.

Анализируя полученные данные по численному решению, которое является точным, по изменяющимся параметрам θ_0, l, β и x , выявлена наиболее сильная зависимость коэффициента эрозии и температуры поверхности разложения топлива от двух последних параметров. Выявлено, что при большом росте скорости обдувающего горячего потока газа уже невозможно использовать приближенные решения (4) или традиционные асимптотические представления, как функции только

лишь отношения скорости обдувающего потока к ее критическому значению, и задача отыскания коэффициента эрозии становится численной даже по алгебраическим формулам (2), (3). Также замечено, что приближенные аналитические решения (4) лучше сходятся с точным решением при следующих обстоятельствах: а) при эндотермической реакции газификации; б) при больших значениях энергии активации E_c ($\beta \ll 1$); в) при небольших скоростях обдувающего потока $x \approx 1$; г) при малых значениях n ($n \approx 0$).

Следуя выводам проведенного анализа, для того чтобы добиться уменьшения положительного эрозионного эффекта, необходимо подбирать составляющие компоненты материала ТЗП таким образом, чтобы для них требовалось большое количество тепла для газификации. В отношении создания термостойких и высокопрочных материалов ТЗП очень привлекательными являются материалы, получаемые по нанотехнологии, позволяющие добиться многократного увеличения износостойкости покрытия ТЗП [6]. Созданные по такой технологии многослойные материалы ТЗП обладают лучшей степенью адгезии (прилипания) с системой теплоотвода в больших интервалах изменения температур, тем самым, сохраняя целостность космического аппарата.

Список литературы:

1. Полежаев Ю.В., Юревич Ф.Б. Тепловая защита. М.: Энергия, 1976. – 392 с.
2. Усеинов А.Б. К формулировке новых требований к свойствам теплозащитных материалов космических спускаемых аппаратов. Материалы 7-ой Российской ежегодной конференции молодых научных сотрудников и аспирантов «Физико-химия и технология неорганических материалов». М.: Интерконтакт Наука. 8-11 ноября 2010. – 540 с.
3. Сабденов К.О. К вопросу о пороговом характере эрозионного горения // Физика горения и взрыва, 2008. Т 44, №3 – с 61-70.
4. Сабденов К.О., Усеинов А.Б., Игембаев Б.А., Ерзада М. Основные параметры, определяющие скорость эрозионного горения твердых ракетных топлив. Материалы международной конференции «Космос на благо человечества – взгляд в будущее». Астана, 6-7 января 2011. с 163-165.
5. Виллюнов В.Н. К теории эрозионного горения // Доклады АН СССР. 1961. Т 136. Вып. 2. С 381-383.
6. Панин В.Е., Сергеев В.П. Нано для космоса // Новости науки, 2009. Т 27. №3 – с 18-19.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТИ ТРЕНИЯ СКОЛЬЗЯЩЕГО ЭЛЕКТРОКОНТАКТА ПРИ ВВЕДЕНИИ РАСПЛАВА Pb-Sn В КОНТАКТНОЕ ПРОСТРАНСТВО

Фадин В.В.,¹ Алеутдинова М.И.^{1,2}

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

²Северский технологический институт НИЯУ МИФИ, aleut@ispms.tsc.ru

STRUCTURE AND PROPERTIES OF SLIDING ELECTRIC CONTACT FRICTION SURFACE AT Pb-Sn MELT INTRODUCTION INTO CONTACT SPACE

Fadin V.V., Aleutdinova M.I.

¹Institute of Strength Physics and Materials Science of the Siberian Branch
of the Russian Academy of Sciences,

²Severskiy Technological Institute - branch State Budget Educational Institution of Higher Professional
Education «National Research Nuclear University MEPhI»

Current-voltage diagrams and wear rate of steel based composites sliding contacts on contact current density dependence are get. It is shown that the structure of friction surface material has a plasticity not sufficient for forming a large real contact area. As a result the main current pass through contact as electric charges. Increase of real contact area was made by introducing of Pb-Sn melt into contact space. It is established the structure of friction zone material of composite containing ball bearing steel forms as a structure at presence of Pb-Sn melt analogous to one without melt. Friction surface structure of Gadfield

steel based composite has rush destruction therefore a work layer destruction realize by destruction of initial structure also.

При протекании электрического тока в зоне трения происходят структурные изменения в материале поверхности трения. Возникающие вторичные структуры влияют на наиболее важные свойства контакта - электропроводность и прочность поверхностного слоя. Изменение структуры поверхностного слоя при нагружении трением и электрическим током ведёт к изменению характеристик поверхности трения и, соответственно, к изменению характеристик контакта. При этом удельное поверхностное сопротивление может быть уменьшено только за счёт возникновения электроразрядной проводимости, что нежелательно. Одним из способов уменьшения электросопротивления зоны трения является увеличение площади фактического контакта, что можно достигнуть формированием высокопластичных поверхностных слоёв. Известно, что применение жидкого металла в качестве межконтактной среды приводит к многократному увеличению проводящей площади контакта и, следовательно, снижению контактного сопротивления. В качестве жидкометаллической среды применялись ртуть, системы Ga-In-Sn, но результаты этих экспериментов не позволяют составить достаточно полное представление о возможностях такого контакта, что требует проведение дополнительных исследований.

Целью настоящей работы является изучение влияния присутствия расплава Pb-Sn в зоне трения металлических композитов на износостойкость и электропроводность скользящего контакта при трении без смазки с повышенной плотностью тока.

Порошковые модельные композиты имели состав по шихте (об.%): Cu+10%графит+70%ШХ15 (композит 1), где ШХ15 – сталь ШХ15, переработанная из шлифовального шлама подшипникового производства; Cu+10%графит+70%Г13 (композит 2), где Г13 - сталь Гадфильда (13%Mn). Образцы спекали в вакууме при температуре 1100оС в течение 2 часов. Триботехнические испытания проведены в условиях скользящего токосъема без смазки при давлении 0,13 МПа, скорости скольжения 5 м/с в течение 30 минут на машине трения СМТ-1. Нагружение осуществлено по схеме «вал-колодка». Контртелом служила сталь 45 (50 HRC). Путь трения составлял не менее 9 км. Через трибоконтакт протекал переменный ток (50 Гц).

Необходимость увеличения площади фактического контакта вытекает из рассмотрения зависимости некоторых электрических параметров зоны трения от контактной плотности тока. В общем случае плотность тока j_1 на пятнах фактического контакта может быть представлена как $j_1 = i_1 / A_c$, где $i_1 = U / r_1$. При пластическом контакте $A_c = N / HB_1$. Тогда

$$j_1 = \frac{U \cdot HB_1}{r_1 \cdot N}$$

где i_1 – ток, протекающий через пятна контакта, U – контактное падение напряжения, r_1 – электросопротивление контакта при плотности тока менее 50 А/см² (в отсутствие электроразрядов), N – нагрузка, нормальная к поверхности контакта, HB_1 .-твёрдость слоя структурных изменений в зоне трения. Показано, что j_1 принимает значения, характерные для контакта металл-металл.

Представляет интерес также оценить соотношение тока i_2 , проходящего в виде электроразряда и тока i_1 . Для этого надо представить общий ток в виде $i = i_1 + i_2$. Отсюда $i_2 / i_1 = (i - i_1) / i_1$ или

$$\frac{i_2}{i_1} = \frac{i \cdot r_1}{U} - 1$$

Величины i и U следует взять из вольтамперной характеристики контакта. Показано, что в условиях сухого скольжения с токосъёмом при повышении плотности тока основной ток протекает в виде электроразрядов. При увеличении плотности тока величина j_1 и отношение i_2/i_1 имеют максимум при плотности тока, соответствующей началу критического изнашивания на зависимости $Ih(j)$. Преобладание тока i_2 в общем контактном токе указывает на неспособность вторичных структур металлических композитов формировать достаточно большую площадь фактического контакта.

Можно предположить, что уменьшить образование разрядов можно за счёт увеличения фактической площади контакта при введении расплава металла в зону трения. Расплав легкоплавкого металла можно получить за счёт выделения теплоты при протекании электрического тока. В

настоящей работе было рассмотрено изнашивание композитов, покрытых сплавом Pb-Sn. Покрытие имело толщину около 0,5 мм на боковых стенках образцов. Расплав образуется при температуре боковой поверхности образца, равной температуре плавления легкоплавкого металла. Плавление сплава Pb-Sn на поверхности композита 2 произойдёт при более низкой плотности тока вследствие более высокого удельного электросопротивления, чем в случае композита 1. Плавление сплава Pb-Sn и его проникновение между контактирующими поверхностями уменьшает сопротивление зоны трения вследствие увеличения токопроводящей площади. Показано, что одновременно уменьшается интенсивность изнашивания в некотором интервале плотности тока, что также указывает на присутствие некоторого количества расплава в зоне трения. При увеличении плотности тока количество расплава увеличивается и электросопротивление зоны трения начинает резко уменьшаться, что проявляется как появление отрицательного наклона вольтамперной характеристики.

Присутствие легкоплавкого материала в зоне трения композитов с разным фазовым составом приводит к некоторому различию в изменении структуры поверхностного слоя. Например, композит 1 образует примерно одинаковый слой вторичных структур при трении в расплаве и без расплава, но в расплаве слой ВС существует при более высокой плотности тока. Изнашивание в этом случае происходит по обычной схеме, т.е. сначала образуются вторичные структуры, затем следует их разрушение и образуются частицы износа. Композит 2 образует незначительный слой вторичных структур в присутствии расплава в зоне трения и изнашивание композита часто происходит путем разрушения первичной структуры. Видно, что характер разрушения поверхности трения металлических композитов зависит от состава. Расплав в зоне трения уменьшает ток, обусловленный электроразрядами. Однако существование разрядов в присутствии расплава указывает на то, что площадь контакта заполнена расплавом не полностью. Катастрофическое изнашивание в присутствии расплава начинается при плотности тока, близкой к трению в отсутствие расплава. Это может быть обусловлено несовершенством способа введения расплава в зону трения. Поэтому необходимо создать композит, содержащий легкоплавкий материал в своей структуре.

В заключение можно отметить, что в зоне трения металлических композитов образуются вторичные структуры, не позволяющие осуществить скольжение с высокой электропроводностью через пятна контакта и в отсутствие тока, обусловленного электроразрядами. При введении расплава Pb-Sn в зону трения уменьшаются электросопротивление и интенсивность изнашивания зоны трения, что указывает на принципиальную возможность реализации скользящего контакта двух металлических композитов с металлическим расплавом между поверхностями трения. Существование электроразрядов в присутствии расплава Pb-Sn в контактном пространстве указывает на невысокое увеличение площади контакта вследствие несовершенства способа введения расплава. Расплав в контактном пространстве не изменяет характер формирования структуры материала поверхности трения композита, содержащего сталь ШХ15. Композит, содержащий сталь Г13, формирует непрочные вторичные структуры и разрушение поверхности трения происходит также за счёт разрушения первичной (исходной) структуры.

ВЛИЯНИЕ СОСТАВА МАТЕРИАЛА НА ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТЬ КОНТАКТА В УСЛОВИЯХ ТРЕНИЯ С ВЫСОКОЙ КОНТАКТНОЙ ПЛОТНОСТЬЮ ТОКА

Фадин В.В.,¹ Алеутдинова М.И.^{1,2}

¹*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,*

²*Северский технологический институт НИЯУ МИФИ, aleut@ispms.tsc.ru*

INFLUENCE OF MATERIAL COMPOSITION ON CONTACT ELECTRIC CONDUCTANCE UNDER CONDITIONS OF FRICTION HAVING HIGH CONTACT CURRENT DENSITY

FADIN V.V., ALEUTDINOVA M.I.

Sliding electric contact of model composites is accomplished at current density more 50 A/cm² without lubricant and according current-voltage diagrams are get. It is marked the composite containing less

10%Cu and more 50%Cu realize sliding contact having low electric conductance and low wear resistance. More higher electric conductance and wear resistance are realize in contact of composites containing about 20%Cu. It is shown that the hardness and specific electric resistance of surface layer have high values. It is conclude high electric contact conductance without lubricant is not achieved by material composition change.

Электропроводность скользящего электроконтакта повышается при использовании материалов с низким удельным электросопротивлением. В общем случае в зоне трения происходит пластическая деформация и формируется рабочий контактный слой (вторичные структуры), который имеет структуру и характеристики, отличные от свойств самого материала. Поэтому для достижения контакта с высокой электропроводностью необходимо, чтобы вторичные структуры имели низкое удельное электросопротивление. Можно предположить, что низкое удельное электросопротивление вторичных структур реализуется в материалах, содержащих большое количество меди. Представляет интерес оценить влияние содержания меди на работоспособность материалов при трении без смазки с повышенной контактной плотностью тока. Модельными материалами для этих экспериментов могут служить композиты на основе переработанной стали ШХ15, которые имеют относительно невысокое удельное электросопротивление. Кроме того, в этих условиях целесообразно рассмотреть также трение металлических композитов, имеющих другие составы. Особое внимание следует уделить оценке численного значения удельного электросопротивления вторичных структур.

Цель настоящей работы – изучить влияние содержания меди в композитах на интенсивность изнашивания и электросопротивление зоны трения, а также получить представление о возможности создания скользящего контакта с малым электросопротивлением при повышенной контактной плотности тока без смазки по оценочным значениям удельного электросопротивления слоя вторичных структур.

Модельные композиты имели состав по шихте, (об.%): (7÷50)%Cu+(4÷10)%графит+(40÷89)%ШХ15, где ШХ15 - сталь ШХ15, переработанная из шлифовального шлама подшипникового производства. Композит 1, содержащий 7%Cu, спекали при температуре 1150°C в течение 1.5 часа. Композит 2 получен путем дополнительной пропитки медью композита 1 при температуре 1100°C в течение 10 минут. Композиты 3-5 (15%, 20%, 50%Cu) спекали при температуре 1100°C в течение 2 часов. Композиты 6-7 имели состав по шихте (об.%): Cu+10%графит+70%K(TiC) (композит 6), где K(TiC) – микрогетерогенный материал TiC+20%Cu+20%Г13; Cu+10%графит+70%Г13 (композит 7), где Г13 - сталь Гадфильда (13%Mn). Физические и механические свойства определены по стандартным методикам. Структурные изменения изучены на оптическом микроскопе Neophot-21. Твердость Hц слоя вторичных структур определена на микротвердомере ПМТ-3. Триботехнические испытания проведены в условиях скользящего токосъема без смазки со скоростью скольжения 5 м/с при давлении 0,13 МПа на машине трения СМТ-1 по схеме нагружения “вал-колодка”. Путь трения составлял не менее 9 км. Через трибоконтакт протекал переменный ток (50 Гц).

Проведено сравнение свойств модельных композитов с аналогичными данными композита (троллейбусная токосъёмная вставка ИЛГТ 741582010), имеющего состав 43%Cu+42%Fe+10%Pb+2%Zn+графит (композит 8) и металлографитовой токосъёмной щётки марки МГ (композит 9), имеющей состав 70%Cu+30%графит.

Показано, что зона трения композита 1 имеет относительно высокое электросопротивление вследствие небольшого содержания меди и высокой пористости. Эти параметры могут быть причиной катастрофического изнашивания ($I_h \geq 35$ мкм/км) при плотности тока выше 125 А/см². Более низкие пористость и удельное электросопротивление ($\rho = 0,2$ мкОм*м) композита 2 и более высокие механические свойства по сравнению с композитом 1 обеспечивают незначительную интенсивность изнашивания при скольжении с плотностью тока до ~70 А/см². Катастрофический износ ($I_h \geq 15$ мкм/км) начинается вследствие активизации электроэрозии при плотности тока около 125 А/см². Можно утверждать, что каркасная структура материалов 1 и 2 не позволяет реализовать долговременный скользящий электроконтакт с повышенной плотностью тока без смазки вследствие отсутствия формирования защитных вторичных структур. Поэтому целесообразно изменить структуру композита.

Спечённые композиты 3-5 имеют матрично-наполненную структуру. Релаксация напряжений в поверхности трения с такой структурой происходит путём формирования квазиаморфных вторичных

структур и их разрушения с образованием частиц износа. При трении с плотностью тока более 100 А/см² электросопротивление и интенсивность изнашивания композитов 3 и 4 более низкие, чем у композитов 1 и 2. Композит 5, содержащий 50%Cu, имеет небольшое удельное электросопротивление ($\rho=0,15$ мкОм*м), но формирует зону трения с более высоким электросопротивлением. Вторичные структуры образуются, но изнашивание происходит вследствие сильного адгезионного взаимодействия. Режим катастрофического изнашивания композита 5 ($I_h \geq 20$ мкм/км) начинается при плотности тока около 70 А/см². Трение композита 9, содержащего более 50%Cu, происходит аналогично трению композита 5, что указывает на невозможность достижения электропроводного контакта композитов, содержащих более 59%Cu. Композит 9 вторичные структуры не формирует, но структурные изменения происходят в виде образования трещин по межфазным границам.

В общем случае слой вторичных структур имеет твёрдость более высокую, чем твёрдость первичной структуры. Это является следствием пластической деформации поверхностного слоя. При пластическом контакте площадь фактического контакта $A_r = N / HB_1$. Электросопротивление на фактической площади контакта является сопротивлением стягивания $r_1 = 0,25(\rho_1 + \rho_2)(\pi / n)^{0,5} A_r^{-0,5}$. Отсюда $\rho_1 = 4r_1(n / \pi)^{0,5}(N / HB)^{0,5} - \rho_2$,

где ρ_1, ρ_2 – удельное электросопротивление слоя вторичных структур и контртела соответственно, N – нагрузка на образец, HB_1 – твёрдость слоя вторичных структур, n – количество пятен контакта, r_1 – сопротивление непосредственного контакта. Допуская, что $HB_1 \approx H_c$, и измеряя r_1 и H_c , можно видеть, что полученные значения ρ_1 композитов 4 и 6-8 сравнимы со значениями удельного сопротивления известных графитов и электрографитов, т.е. значения удельного электросопротивления слоя вторичных структур являются высокими. Кроме того, при повышении плотности тока более 50 А/см² электросопротивление зоны трения уменьшается, но при трении с плотностью тока в пределах 200-300 А/см² увеличивается. Это указывает на начальную стадию катастрофического изнашивания, которая реализуется в этом диапазоне плотности тока независимо от фазового состава контактирующих материалов. Можно предположить, что при любых других фазовых составах электросопротивление и интенсивность разрушения поверхностного слоя значительно не уменьшатся. Эти результаты позволяют сделать вывод – структурные изменения, происходящие в поверхностном слое металлических композитов при скольжении с повышенной плотностью тока, обуславливают высокое электросопротивление и не способны заметно уменьшить сопротивление непосредственного контакта.

Закключение. Спечённые композиты, содержащие более 50%Cu, формируют поверхностный слой, интенсивно разрушающийся при плотности тока до 100 А/см². Композиты, содержащие 15-20%Cu, формируют вторичные структуры, имеющие относительно высокое удельное электросопротивление. Режим катастрофического изнашивания начинается при плотности тока более 200 А/см². Уменьшать контактное сопротивление следует не простым изменением фазового состава токоёмных материалов, но искать другие способы, например, за счёт увеличения площади фактического контакта.

НАНОСТРУКТУРНАЯ МОДЕЛЬ ФУНКЦИОНИРОВАНИЯ ГЕРЦЕВСКОГО КОНТАКТА КАЧЕНИЯ

Фёдоров С.В.

*Россия, ФГОУВПО «Калининградский государственный технический университет»,
fedorov@kltu.ru*

NANOSTRUCTURAL MODEL OF HERTZIAN ROLLING CONTACT FUNCTIONING

Fedorov S.V.

In the paper is analyzed the essence of the wheel elastic rolling from the basis of the modern energetical (ergodynamics) friction theory of triboergodynamics. It has been demonstrated that the elastic wheel rolling

represents the most developed evolution process of the plastic rolling contact condition. The dissipative component (reversible) of this process allows to complete the contact evolution at the level of initial true elasticity. The process ends up within the elastic range in the form of one mechanical (nano) quant radiation.

По определению Герцевский контакт существует в упругой области. Однако, если рассчитать Герцевские напряжения для любой практической задачи (например, оценки прочности контакта зубчатых колес), то окажется, что эти напряжения находятся на уровне предела прочности. Как понимать это противоречие?

В работе выполнен анализ закономерностей эволюции контакта трения скольжения. Как известно трение скольжения является механизмом возникновения мгновенного центра вращения при трении качения.

Анализ эволюции трения скольжения, представленной в виде структурно-энергетической диаграммы эволюции контакта трения, позволяет раскрыть существо этого противоречия. Эволюция деформируемого контакта трения имеет адаптивно-диссипативный характер (рис.1).

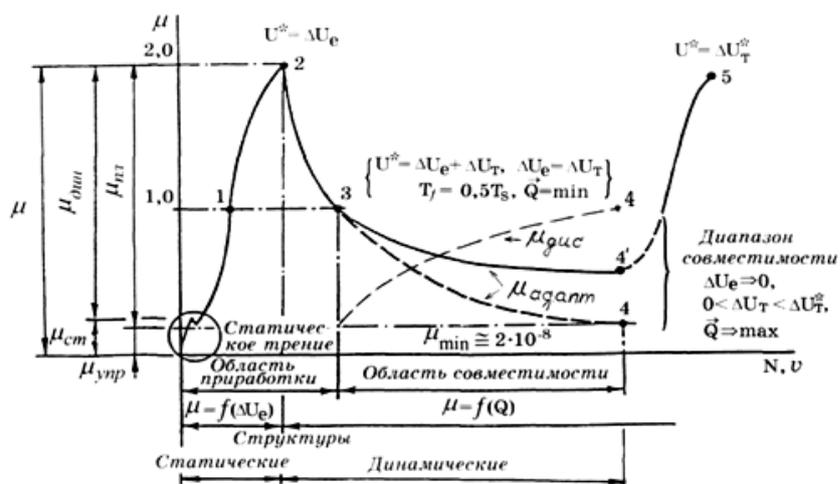


Рис. 1 Структурно-энергетическая диаграмма эволюции трущихся поверхностей [1]

На первом этапе эволюции контакт приспособляется за счет накопления скрытой энергии деформации ΔU_e различного рода дефектов и повреждений структуры до критического уровня ΔU_e^* в некотором критическом объеме трения V_f^* . Имеет место предельное деформационное упрочнение (до т.1) и накачка избыточной энергии вакансий до уровня суперактивированного состояния (т.2). Далее, на втором этапе эволюции контактный и равновесный объем трения V_f^* постоянен, но имеет место структурное приспособление (упрочнение) до различного уровня совершенства (степени измельчения) структуры. Здесь имеет место высвобождение накопленной энергии динамической диссипации \bar{Q} . Такое структурное рассеяние накопленной энергии обуславливает упруго-вязкопластическое состояние контакта с различной степенью обратимости, высвобождения энергии (работа упруго-вязкопластического течения шарнира деформации). При наиболее полной эволюции контакта (т.4), она, эволюция имеет симметричный характер (рис.1). Процесс начинается на уровне исходной упругости и заканчивается на уровне конечной упругости. Реализация упругого поведения контакта на конечном этапе эволюции обусловлена существованием предельного структурирования за счет образования совокупности нанокристаллов сферической формы – механических (нано) квантов [2]. Внутри Герцевского контакта трения (материальной точки) их около 63 млн., что соответствует безопасному порогу усталости. Механический квант [1] представляет собой минимальное число атомов, способных обеспечить такое их конфигурационное распределение (нано-структуру), которое обладает свойством обратимо воспринимать и рассеивать (возвращать) энергию внешнего механического движения. Он также представляет собой наименьшее структурное образование материального твёрдого тела в условиях пластической деформации и образуется при переходе трибосистемы (контактного объёма) через предельно активированное (критическое) состояние вследствие развития самоорганизационных процессов адаптации трибосистемы.

Универсальный размер (объём) механического кванта равен:

$$V_o = W^3 = (e^3)^3 = (20,08553695)^3 = 8103,083969 \text{ атомных осцилляторов.}$$

Механический квант сам по себе является динамическим осциллятором диссипативных структур трения и его линейный размер равен радиусу сферического идеального кристалла (рис.2):

$$D_o = 2R_{mo} = \sqrt[3]{\frac{3 \cdot W^3 \cdot d_a^3}{4 \cdot \pi}} = 7,177 \text{ нм.}$$

Здесь d_a - средний атомный диаметр; W - вероятность состояния элементарной наноструктуры.

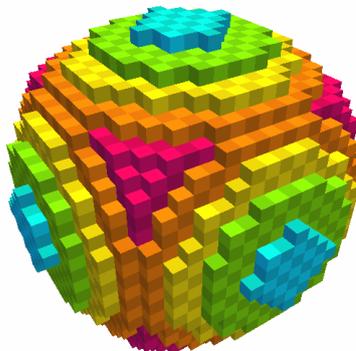


Рис.2 Кристалл наноструктуры контакта трения

Таким образом, несмотря на то, что Герцевский контакт работает при напряжениях на пороге предела прочности, внутри самого контакта взаимодействие между структурными элементами, механическими квантами, как трибоподсистемами реализуется на уровне чистой упругости. Упругие взаимные развороты наноструктур определяют существо моделей как аномально низкого трения, так безызносность. При таких условиях поведения контакта его износ составляет один механический квант за один цикл нагружения контакта.

Рассматривается ряд практических приложений нано-квантовой модели демпфирования.

Список литературы:

1. Фёдоров С.В. Основы трибоэродинамики и физико-химические предпосылки теории совместимости.- Калининград: КГТУ, 2003. – 415с.
2. Fedorov, S. V. The Mechanical Quantum of Dissipative Friction Structures is the Elementary Tribonanostructure. Proceedings of World Tribology Congress, Japanese Society of Tribologists.- Kyoto, Japan, p. 926, 2009

УПРОЧНЕНИЕ ПРИ ВОССТАНОВЛЕНИИ ПРЕДЕЛЬНО ИЗНОШЕННЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ ДЕТАЛЕЙ МАШИН СОВМЕЩЕННОЙ ЭЛЕКТРОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ

Хейфец М.Л., Гайко В.А., Насыбулин А.Х., Позылова Н.М., Грецкий Н.Л.*

*Беларусь, Государственное научно-производственное объединение «Центр» НАН Беларуси,
Полоцкий государственный университет E-mail: mlk-z@mail.ru

HARDENING WHILE RESTORATION OF EXTREMELY WORN SURFACES OF MACHINE DETAILS BY COMBINED ELECTROMECHANICAL TREATMENT

Kheifetz M.L., Gaiko V.A., Nasybulin A.H., Pozilova N.M., Gretski N.L.

It is considered sequence of hardening operations while restoration of extremely worn surfaces of machine details by combined electromechanical treatment. It is shown the examples of realization of the production technology.

Повышение надежности и долговечности машин и их составных частей в процессе ремонта – главная цель предприятий, занимающихся разработкой технологий и организацией ремонтного

производства. Обеспечить высокое качество отремонтированных машин в процессе освоения технологий и организации ремонта можно за счет внедрения новых методов восстановления, упрочнения и обработки деталей машин [1]. Новые и традиционные методы восстановления, упрочнения и обработки деталей машин имеют свои рациональные области применения и не всегда решают комплексные задачи повышения долговечности изделий в конкретных условиях эксплуатации [2]. Так, например, при высоких параметрах качества упрочнения не обеспечивается экономное восстановление до заданного размера предельно изношенной поверхности детали. Поэтому рациональным представляется сочетание в технологическом процессе ремонтного производства различных методов упрочнения, восстановления и обработки, а в рамках самих методов комбинации разнообразных технологических воздействий (рисунок)

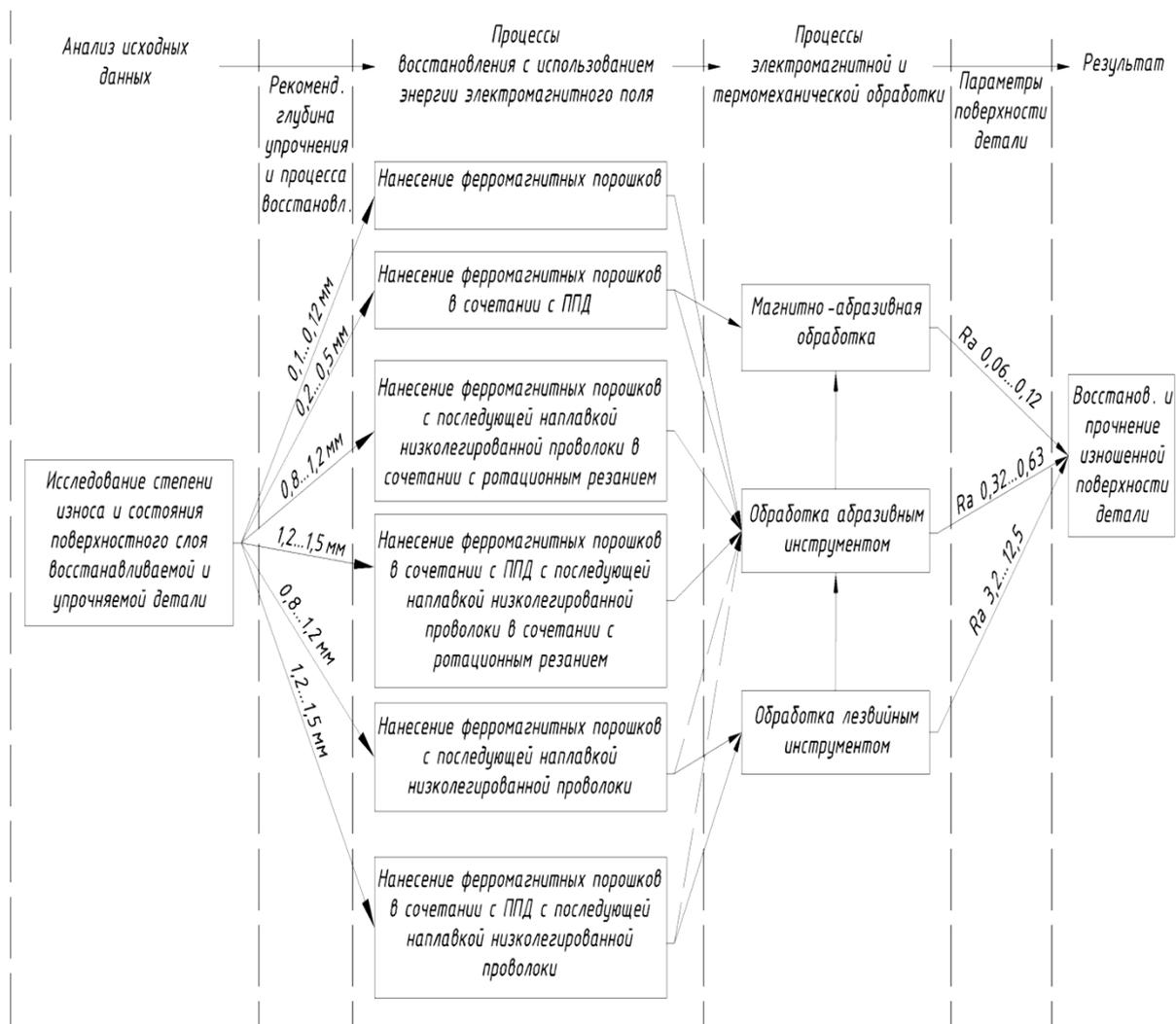


Рисунок. Схема технологии восстановления предельно изношенных поверхностей деталей машин

Одними из основных причин потери работоспособности двигателя внутреннего сгорания являются изнашивание рабочих поверхностей и усталостные поломки его деталей. Для восстановления изношенных цилиндрических поверхностей пар трения используют различные способы нанесения покрытий, позволяющие получать поверхность с требуемым химическим составом, высокой твердостью и износостойкостью. Наиболее перспективными являются электрофизические методы, основанные на использовании концентрированных потоков энергии [2, 3].

Для снижения затрат на восстановление физико-механических и геометрических характеристик изношенных поверхностей деталей двигателя внутреннего сгорания целесообразно применять комбинации этих методов. Одной из таких комбинаций является послойное восстановление и упрочнение изношенных поверхностей легированными ферромагнитными порошками и углеродистыми проволоками. В рассматриваемом методе физико-механические характеристики повышает в основном электромагнитная наплавка порошком ферробора, а геометрические характеристики восстанавливает наплавка углеродистой проволоки (таблица).

Таблица. Технологии комбинированного восстановления деталей

Этапы восстановления	Восстанавливаемые детали двигателя	
	коленчатый вал	распределительный вал
Подготовка восстанавливаемых поверхностей		
Нанесение ферромагнитного порошка		
Наплавка углеродистой проволокой	 под слоем флюса	 в среде углекислого газа

Для улучшения комплекса параметров качества восстановления предельно изношенных поверхностей деталей с минимальными затратами предложено упрочнение производить в процессе электромагнитной наплавки легированных ферропорошков, совмещенном с поверхностным пластическим деформированием [4], а восстановление и обработку – в процессе наплавки проволокой, совмещенной с упрочняюще-размерным ротационным резанием [5].

В процессе электромагнитной наплавки в зазор между вращающейся деталью и полюсным наконечником электромагнита из дозирующего устройства непрерывно подается ферропорошок.

Ориентируясь в зазоре вдоль силовых линий магнитного поля, частицы ферропорошка образуют множество токопроводящих цепочек, замыкающих электрическую цепь между полюсным наконечником и деталью. Частицы у поверхности детали, в зоне максимального электросопротивления под воздействием электрического тока расплавляются. Капли расплава распределяются по поверхности детали и подвергаются пластическому деформированию шариковым накатником.

Для повышения стабильности процесса его ведут в потоке охлаждающей жидкости, однако при этом происходит снижение переноса материала ферропорошка на поверхность детали и ухудшение физико-механических свойств упрочняемого слоя. Для стабилизации процесса электромагнитную наплавку ведут в пульсирующем магнитном поле.

Конструкция электромагнитной системы установки обеспечивает совпадение моментов времени существования максимального магнитного потока в рабочих зазорах и предельного сближения полюсных наконечников с упрочняемой поверхностью. Благодаря наличию вибрации сердечников процесс стабилизируется в широком диапазоне варьирования технологических факторов.

Высокое качество формирования покрытий ферромагнитными порошками в электромагнитном поле достигается установками, позволяющими реализовать импульсное механическое воздействие полюсного наконечника на формируемый участок покрытия. Устройства кроме возвратно-поступательного движения полюсного наконечника обеспечивают его вращение. Дополнительное вращение полюсного наконечника способствует лучшей очистке рабочего зазора от частиц ферропорошка, не участвовавшего в предыдущих разрядах, и от продуктов эрозии в твердой фазе, что повышает стабильность образования токопроводящих цепочек, увеличение переноса капель расплава порошка на поверхность детали, повышение стойкости полюсного наконечника. Рабочая поверхность полюсного наконечника для снижения энергопотребления может выполняться с продольными или поперечными пазами.

После нанесения ферромагнитного порошка осуществляют наплавку углеродистой проволокой. Наплавку ведут короткой дугой на постоянном токе обратной полярности с использованием источника питания с жесткой внешней характеристикой.

Для восстановления предельно изношенных поверхностей деталей наибольшее распространение получила наплавка проволокой в защитной среде. При такой наплавке формируется шов большой толщины, а наплавленный металл получается плотным.

Совмещение наплавки в среде углекислого газа с термомеханической обработкой в момент кристаллизации наплавленного слоя благоприятно сказывается на уменьшении пор и трещин и на увеличении усталостной прочности деталей.

Использование ротационного самовращающегося резца в качестве деформирующего инструмента позволяет не только улучшить физико-механические характеристики наплавленного слоя, но и обеспечить путем завальцовывания впадин между сварочными швами, залечивания пор и трещин геометрические параметры качества, резко сокращающие последующую механическую обработку.

Ввиду того, что режимы наплавки определяются заранее и для ротационного упрочняющего резания выбираются резцы известных конструкций, а глубина резания назначается в соответствии с необходимостью обеспечить заданную толщину наносимого покрытия, для совмещенного процесса в качестве регулируемого фактора принимается расстояние от наплавочной проволоки до режущей кромки инструмента.

Окончательное формирование восстановленной поверхности детали осуществляется снятием ротационным инструментом слоя комбинированного покрытия на глубину определяемую максимальной твердостью, достигаемой за счет обратной диффузии ферробора.

Сочетание в одном технологическом процессе операций комбинированного упрочнения, восстановления и обработки поверхностей деталей дает возможность не только обеспечить нужные геометрические характеристики поверхности при восстановлении, но и повысить физико-механические свойства материала поверхностного слоя при упрочнении.

Результаты испытаний двигателя внутреннего сгорания показали, что комбинированная технология, состоящая из нанесения легированных ферромагнитных порошков и последующей наплавки углеродистой проволоки с обработкой ротационным инструментом, позволяет увеличить ресурс работы и снизить себестоимость восстановления предельно изношенных деталей двигателя по сравнению с традиционными способами восстановления.

Список литературы:

- 1.Хейфец, М.Л. Проектирование процессов комбинированной обработки / М.Л.Хейфец. – М.: Машиностроение, 2005. – 272 с.
- 2.Акулович, Л.М. Термомеханическое упрочнение деталей в электромагнитном поле / Л.М.Акулович. – Новополюцк: ПГУ, 1999. – 240 с.
- 3.Технологические основы управления качеством машин / А.С. Васильев [и др.]. – М.: Машиностроение, 2003. – 256 с.
- 4.Кожуро, Л.М. Обработка деталей машин в магнитном поле / Л.М. Кожуро, Б.П.Чемисов. – Минск: Наука и техника, 1995. – 232 с.
- 5.Обработка износостойких покрытий /под ред. Ж.А.Мрочека. – Минск: Дизайн ПРО, 1997. – 208 с.

ПРЕЦИЗИОННАЯ МАШИНА ТРЕНИЯ СО СХЕМАМИ ТРЕНИЯ “РАДИАЛЬНЫЙ ПОДШИПНИК СКОЛЬЖЕНИЯ” И “РАДИАЛЬНЫЙ ПОДШИПНИК КАЧЕНИЯ”

Чхетиани П.Д.

Российская Федерация, Учреждение Российской академии наук Институт машиноведения им. А.А.Благонравова, E-mail: GalinaNM@mail.ru

PRECISION FRICTION WITH TEST SCHEMES “RADIAL SLIDING BEARING” AND “RADIAL ROLLING BEARING”

Chekhetiani P.D.

The machine is assigned for precision evaluation of tribological characteristics of radial sliding and rolling bearings, specimens of different structural materials, coatings etc, as well. The machine is provided with two engines (power 2,2 and 1,25 kW correspondingly) and an aerostatic device allowing measurements of friction force without parasitic losses and a heating device that allows testing under various temperatures. Technical characteristics: test friction units - radial sliding bearing and radial rolling bearing (min inner diameter $D_{in} - 1,2 \cdot 10^{-2}$ m; max outer diameter $D_{out} - 7,5 \cdot 10^{-2}$ m); shaft rotation frequency – 0,6...48000

rev/min; load -100...3000 N; temperature — 20...250⁰ C; resolution of friction coefficient determination - no less than $1,0 \cdot 10^{-5}$; relative measurement accuracy – no more than 2,0%.

Основная схема трения машины – радиальный подшипник качения, дополнительная – радиальный подшипник скольжения.

При использовании основной схемы силы трения определяются в условиях чистого качения. Образцы для испытаний – шары или цилиндры исследуются при нагрузке в условиях вращения внутреннего кольца радиального шарикового или роликового подшипников.

При использовании схемы трения – радиальный подшипник скольжения, согласно требованию постоянства эпюры давлений в зоне трения, не допускается изнашивание элементов пары трения, особенно неподвижного. Данная схема трения позволяет исследовать трение в жидких средах, а также в пленках, образовавшихся на трущихся поверхностях в результате взаимодействия жидкости и исследуемого материала.

Описываемая машина трения удовлетворяет важнейшим требованиям, предъявляемым к прецизионному оборудованию для научных исследований.

Высокая точность измерений сил трения обеспечивается наличием аэростатических устройств, снижающих вклад паразитного трения в измеряемом сигнале на 2 порядка, а также эффективной системы самоустановки трущихся поверхностей. Последняя в варианте шарикоподшипника ориентирует наружное и внутреннее кольца таким образом, что шары всегда перемещаются по самым “глубоким” зонам обоих желобов.

Опыты по определению сил трения при исследовании покрытий на штатных шарах, обнаружили зависимости сил трения от, в том числе, твердости покрытий. Технические характеристики: мощности электродвигателей – 2,2 и 1,25 кВт соответственно; частота вращения вала – 0,6...48000 об/мин; нагрузка – 100...3000 Н; температура – 20...250⁰; дискретность измерения коэффициента трения – не менее $1,0 \cdot 10^{-5}$; относительная погрешность измерений – не более 2,0%; max наружный диаметр образцов $D_{нар} - 7,5 \cdot 10^{-2}$ м; min внутренний диаметр образцов $D_{вн} - 1,2 \cdot 10^{-2}$ м.

ПРЕЦИЗИОННАЯ МАШИНА ТРЕНИЯ СО СХЕМАМИ ТРЕНИЯ “УПОРНЫЙ ПОДШИПНИК СКОЛЬЖЕНИЯ” И “УПОРНЫЙ ПОДШИПНИК КАЧЕНИЯ”

Чхетиани П.Д.

Российская Федерация, Учреждение Российской академии наук Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, E-mail: GalinaNM@mail.ru

PRECISION FRICTION MACHINE WITH TEST SCHEMES “THRUST SLIDING BEARING” AND “THRUST ROLLING BEARING”

Chkhetiani P.D.

The machine is assigned for precision evaluation of tribological characteristics of thrust sliding and rolling bearings, specimens of different structural materials, coatings etc, as well. The machine is provided with two engines (power 0,24 and 0,7 kW correspondingly), an aerostatic device allowing measurements of friction force without parasitic losses and a heating device that allows testing under various temperatures. Technical characteristics: test friction unit - thrust sliding bearing and thrust rolling bearing (min inner diameter $D_{in} - 1,0 \cdot 10^{-2}$ m; max outer diameter $D_{out} - 8,0 \cdot 10^{-2}$ m); shaft rotation frequency 6,0 ...3000 rev/min; load - 5,0...200 N; temperature — 20...100⁰C; resolution of friction coefficient determination - no less than $1,0 \cdot 10^{-5}$; relative measurement accuracy – no more than 2,0%.

Важнейшие недостатки современных трибоисследований:

1. Использование схем трения и конструкций, не позволяющих обеспечить постоянство эпюры давлений в зоне трения в течение всего опыта и от опыта к опыту. Например, все схемы трения при скольжении с начальным контактом в точке или по линии, непосредственно после возникновения износа

или пластической деформации, а также схемы трения при скольжении с начальным контактом по линии и другие без эффективных систем самоустановки трущихся поверхностей;

2. Неучет влияния пути трения, приводящий к тому, что условия трения в течение опыта не являются постоянными (отсутствует постоянство изнашивающей способности контробразца). Например, если путь трения контробразца больше, чем у образца из исследуемого материала. В случае со схемой трения “колодка-ролик”, в которой колодка-контробразец, а ролик-образец из исследуемого материала, большие, чем у ролика пути трения колодки приведут к тому, что исследуемый материал (ролик) будет подвергаться изнашивающему воздействию контробразца (колодки), имеющего, благодаря собственному интенсивному изнашиванию постоянно изменяющуюся изнашивающую способность. Широко распространенные за рубежом, а в последнее время все чаще встречающиеся и в России машины трения со схемой трения “шар-плоскость” - типичный пример неучета негативного влияния пути трения и изменяющейся в ходе опыта эпюры давлений на корректность опытов и достоверность экспериментальных результатов. В частности, из-за того, что путь трения контробразца-шара на 2 порядка и более превосходит путь трения вращающегося образца-диска (на 2 порядка и более потому, что при одном полном обороте диска путь трения образца равен диаметру герцевой площадки контакта шара с плоскостью т.е. менее 1,0 мм, в то время как путь трения контробразца уже при радиусе 16 мм превосходит 100 мм). Т.е. грубо, для того, чтобы, к примеру, исследуемое покрытие на образце-диске и шар-контробразец износились на одну и ту же величину, износостойкость покрытия должна быть в 100 раз меньше, чем износостойкость шара-контробразца. Между тем, исследуемые износостойкие покрытия часто не уступают износостойкости шара;

3. Паразитное трение в силоизмерительной системе машины трения, приводящее к невозможности точного определения величины полезного сигнала.

4. Колебания корпусов (станин) машин трения, обусловленные различными факторами и влияющие на измеряемые трибохарактеристики - силу трения и износ, не позволяют обеспечить воспроизводимость экспериментальных исследований.

Описываемая машина трения удовлетворяет всем требованиям, обеспечивающим корректность экспериментальных исследований:

1. Схемы трения - “упорный подшипник скольжения” и “упорный подшипник качения” обеспечиваются постоянными эпюрами давлений благодаря неизменности величины, площади на которую приходится нагрузка и системе самоустановки трущихся поверхностей;

2. Постоянство изнашивающей способности контробразца при скольжении достигается уменьшением величины $K_{ВЗ}$ (коэффициент взаимного перекрытия – отношение меньшей площади трения к большей) путем формирования из исследуемого материала трех площадок через каждые 120° и имеющих минимальную протяженность в тангенциальном направлении например, 3-х секторов.

3. Благодаря использованию аэростатического устройства паразитное трение в силоизмерительной системе снижено на 2 порядка.

4. Синхронное с измерением силы трения измерение амплитуд колебаний корпуса (станции) машины трения позволяет избегать режимов, характеризующихся их предельными величинами.

5. Наличие аэростатического радиально-упорного подшипника обеспечивает на порядок меньшие биения образцов, чем при использовании наиболее точных подшипников качения или скольжения.

Технические характеристики: мощности электродвигателей – 0,24 и 0,7 кВт соответственно; частота вращения вала – 6,0...3000 об/мин; нагрузка – 5,0...200 Н; температура – 20...100⁰ С; дискретность измерения коэффициента трения – не менее

$1,0 \cdot 10^{-5}$; относительная погрешность измерений – не более 2,0%; \max наружный диаметр образцов $D_{нар} - 8,0 \cdot 10^{-2}$ м; \min внутренний диаметр образцов $D_{вн} - 1,0 \cdot 10^{-2}$ м.

МАШИНА ТРЕНИЯ ТИПА АМСЛЕР, ОБЕСПЕЧИВАЮЩАЯ НЕПРЕРЫВНОЕ ИЗМЕРЕНИЕ ИЗНОСА

Чхетиани П.Д.

Российская Федерация, Учреждение Российской академии наук Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, E-mail: GalinaNM@mail.ru

AMSLER'S TYPE FRICTION MACHINE PROVIDING CONTINUOUS WEAR MEASUREMENTS

Chkhetiani P.D.

The machine allows bench testing of radial sliding and rolling bearings, specimens of different structural materials, coatings etc, as well. The machine is provided with a special device allowing measurements of wear directly in the process of testing without rubbing specimens disconnection simultaneously to friction force measurements. The machine has a heating device allowing testing under different temperatures. It is possible also to conduct lab tests using friction schemes “pad-roller” or “shaft-bush”. Technical characteristics: engine power - 1,2 kW; shaft rotation frequency 5,0...200 (1000) rev/min; load 10,0...3000N; temperature — 20...250⁰C; resolution of wear measurements - no less than 0,1 μm; resolution of friction coefficient determination - no less than 1,0·10⁻³; relative measurement accuracy – no more than 5.0%; max outer diameter of testing specimens D_{out} – no more than 8,0·10⁻² m ; min inner diameter of testing specimens D_{in} – no less than 1,0·10⁻²m.

Машины трения типа Амслер, широко распространенные в промышленно развитых странах, в том числе и в России (модели МИ, МИ-1М, СМЦ-2, 2070СМТ-1 и др.) позволяют непрерывно измерять силу трения, но не износ.

Разъединение зоны трения, неизбежное при традиционных методах измерения износа, негативно влияет на корректность экспериментальных исследований, т.к. при очередном соединении и нагружении практически отсутствует возможность восстановить прежнюю зону трения с присущими ей эпюрой давлений, температурой и даже испытываемыми материалами...

Последнее не должно удивлять, т.к. даже при коротких промежутках времени, необходимых для процедур измерения износа, поверхности, подвергавшиеся износу активно взаимодействуют с атмосферой. Образующиеся при этом пленки, обладая различной толщиной, износостойкостью, изменяющейся по глубине и отличающейся от износостойкости основного материала с возобновлением опыта начинают изнашиваться по собственному закону.

Непрерывное измерение износа позволяет точно определять износостойкости различных слоев внутри одного и того же образца.

Перечисленное делает метод непрерывного измерения износа незаменимым при совершенствовании существующих и разработке перспективных износостойких материалов, покрытий, восстановленных поверхностей, наноматериалов, а также конструкций радиальных подшипников скольжения и качения.

Описываемая машина трения “МИ” оборудована виброметром для измерения амплитуд колебаний собственного корпуса, т.к. одинаковые величины амплитуд колебаний корпусов машин трения одной конструкции являются необходимым условием воспроизводимости экспериментальных исследований.

Основная схема трения машины - “колодка-ролик”, дополнительная, не допускающая износа испытательной пары - “вал-втулка”. При использовании схемы трения – “вал-втулка”, согласно требованию постоянства эпюры давлений в зоне трения, не допускается изнашивание элементов пары трения, особенно втулки. Данная схема трения позволяет исследовать трение в жидких средах, а также в пленках, образовавшихся на трущихся поверхностях в результате взаимодействия жидкости и исследуемого материала. Технические характеристики: мощность электродвигателя – 1,2 kW; частота вращения вала – 5 - 200 (1000) об/мин; нагрузка – 10,0...3000 Н; температура – 20...250⁰ С; дискретность измерения износа – не менее 0,1 мкм; дискретность определения коэффициента трения – не менее 1,0·10⁻³; относительная погрешность измерений – не более 5,0%; max наружный диаметр образцов D_{нар} – не более 8,0·10⁻² м; min внутренний диаметр образцов D_{вн} – не менее 1,0·10⁻² м.

***СЕКЦИЯ 12 - ОЦЕНКА РЕСУРСА ДЕТАЛЕЙ
МАШИН, МЕХАНИЗМОВ, КОНСТРУКЦИЙ
ПРИБОРОВ, ТЕХНОЛОГИИ,
ПОЗВОЛЯЮЩИЕ ПРЕДУПРЕДИТЬ
ПРОЦЕССЫ РАЗРУШЕНИЯ, СПОСОБЫ
БОРЬБЫ С КАТАСТРОФИЧЕСКИМ
РАЗРУШЕНИЕМ***

УСКОРЕННЫЕ ИСПЫТАНИЯ, КОНТРОЛЬ И ПОВЫШЕНИЕ КАЧЕСТВА ИЗГОТОВЛЕНИЯ И РЕСУРСОВ РАБОТОСПОСОБНОСТИ ЛИМИТИРУЮЩИХ ДЕТАЛЕЙ ПРИВОДНЫХ МЕХАНИЗМОВ

Антонюк В.Е., Берестнев О.В., Берестнев Я.О.

*Республика Беларусь, Объединенный институт машиностроения НАНБ
e-mail: berest@inmash.bas-net.by, yberestnev@yandex.ru*

THE ACCELERATED TESTS, THE CONTROL AND IMPROVEMENT OF QUALITY OF MANUFACTURING AND RESOURCES OF WORKING CAPACITY OF LIMITING DETAILS ACTUATING MECHANISMS

Anonyuk V.E., Berestnev O.V., Berestnev Y.O.

In the report is represented developed in The Joint Institute of Mechanical Engineering of NAS of Belarus methodological support of quality assurance of made toothed gears on the basis of the complex twin-flank control with record of oscillation of measuring interaxle distance. The short analysis of possibilities of heightening of their quality by bench test organization immediately in work cycles of modern manufactures of tooth gears and the sample accelerated resource trials is given also.

В докладе представляется разработанное в Объединенном институте машиностроения НАН Беларуси методическое обеспечение контроля качества изготавливаемых зубчатых колес на основе комплексного двухпрофильного контроля с записью колебания измерительного межосевого расстояния (ИМР). Дан также краткий анализ возможностей повышения их качества путем организации стендовых обкаточных испытаний непосредственно в технологических циклах современных производств зубчатых колес и выборочных ускоренных ресурсных испытаний.

Проводимое нами совместное использование комплексного метода контроля ИМР с приработочными и выборочными ускоренными стендовыми ресурсными испытаниями позволяет рассматривать представляемые рекомендации в качестве универсальных для оценки и обеспечения точности изготовления ответственных зубчатых передач, которые в настоящее время лимитируют ресурсы работоспособности и качественные характеристики приводных механизмов большой группы современных машин.

Одним из наиболее перспективных путей сокращения длительности испытаний является, предложенный и развиваемый нами, новый метод ускоренной сравнительной оценки служебных характеристик сопоставляемых конструкционных и технологических решений путем испытаний пар зубчатых колес с передаточным отношением, равным единице, и рассмотрением каждой сопрягаемой пары зубьев такой передачи, как отдельного объекта исследований, имеющего отличную от других, даже соседних пар динамическую составляющую нагрузки из-за различий шагов зацепления, возникающих вследствие естественных, либо специально формируемых погрешностей изготовления и сборки. Вследствие этого процессы расходования ресурсов работоспособности, происходящие в каждой паре сопрягаемых зубьев, протекают во времени по-разному. Поэтому при испытаниях двух зубчатых колес с передаточным отношением, равным единице ($Z_1 = Z_2$), рассматривая при этом каждую пару зубьев как отдельный объект испытаний, можно построить блок нагруженности каждой сопрягаемой пары зубьев и получить обширную информацию о процессах износа, накопления усталостных повреждений, изменений виброактивности, практически равноценную статистическим данным от испытаний Z пар. Такой подход позволяет значительно сократить количество испытываемых зубчатых колес и время проведения испытаний. Следует также отметить, что предложенный новый подход вполне сочетается с одновременным использованием других – традиционных методов форсирования испытаний.

Близкую к зубчатым колёсам по уровням вклада в ограничения ресурсов работоспособности приводных механизмов представляет большая группа деталей типа фрикционных дисков, которые широко применяются в гидромеханических передачах тяжелых грузовых автомобилей и тракторов, бортовых фрикционах гусеничных машин, тормозных устройствах и т.д. Фрикционные диски

изготавливаются из легированных сталей, их рабочие поверхности обычно шлифуются, после чего отклонения от плоскостности рабочих поверхностей должны быть не более 0,10...0,20 мм.

Однако реальные отклонения от плоскостности рабочих поверхностей дисков в собранных системах часто достигают 0,5...0,8 мм, что приводит к значительному сокращению сроков их службы, а также к нечеткому включению и выключению бортового фрикциона и передач.

Для устранения повышенного отклонения от плоскостности рабочих поверхностей фрикционных дисков разработан способ динамической стабилизации и созданы рабочие образцы оборудования для осуществления этого способа.

Динамическая стабилизация (ДС) позволяет исправлять технологические погрешности и обеспечивать высокую окончательную точность фрикционных дисков даже при значительных величинах исходной погрешности. Одновременно происходит уменьшение внутренних остаточных напряжений, обеспечивается стабильность геометрической формы и соответственно уменьшение припусков, сокращается количество требуемых операций термической обработки. Фрикционные диски, прошедшие ДС, как подтверждают эксплуатационные испытания, имеют повышенную надежность и ресурс работоспособности.

Отличительной особенностью ДС является достижение высокой окончательной точности в пределах всего диапазона величин исходной погрешности, в связи с чем при использовании ДС отпадает необходимость промежуточных поштучных измерений погрешностей и выбора режимов правки для каждого конкретного диска, как это производится при использовании описанных методов правки.

Применение обрабатываемого нового технологического процесса изготовления фрикционных дисков с введением операций ДС позволит на примере БелАЗа при изготовлении фрикционных дисков с диаметром 900 мм снизить припуски под черновое и чистовое шлифование, использовать заготовок толщиной 4 мм вместо 5 мм., что обеспечит снижение расхода материала около 3 кг и времени шлифования на 0,3 н/часа на 1 диск. При этом будет достигнуто также значительное увеличение долговечности дисков за счет повышения их точности.

Литература:

1. Комплексный контроль и повышение качества зубчатых приводных механизмов для машиностроения: методические рекомендации / О.В. Берестнев, В.Е. Антонюк, Н.Н. Ишин и др. – Мн.: БелГИСС, 2009. – 115с.

ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ ПРОГНОЗИРОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ И СВОЙСТВ ДЕФОРМИРОВАННЫХ НАНОСТРУКТУР С ПОМОЩЬЮ АНАЛИЗА ПОЛЯ ЛОКАЛЬНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ АТОМНОЙ СЕТКИ

Глухова О.Е., Кириллова И.В., Колесникова А.С., Слепченков М.М.

*Россия, Саратовский государственный университет имени Н.Г. Чернышевского
e-mail: glukhova@info.sgu.ru*

THEORETICAL PREDICTION OF DESTRUCTION AND PROPERTIES OF THE DEFORMED NANOSTRUCTURES BY ANALYSIS OF THE LOCAL STRESS FIELD OF THE ATOMIC GRID

Glukhova O.E., Kirillova I.V., Kolesnikova A.S., Slepchenkov M.M.,

By help of the quantum-mechanical modeling of nanostructures and the developed original method for calculation of the local stress field the tensile/compressive deformation of the graphene nanoribbons, effect of curvature of the deformed surface on its adsorption properties are investigated; the elasticity parameters of the graphene nanoribbons and size effects are determined; destruction of the carbon nanotubes of the complex shape with jumpers subject to diameter of tube and positioning of jumpers are predicted.

С помощью квантово-механического и молекулярно-динамического моделирования наноструктур, а также разработанной оригинальной методики расчета поля локальных напряжений

исследуются деформация растяжения/сжатия графеновых нанолент, влияние кривизны деформированной поверхности графеновой наноленты на ее адсорбционные свойства; определяются параметры упругости графеновых нанолент и размерные эффекты; прогнозируется разрушение углеродных нанотрубок сложных форм с перемычками в зависимости от диаметра трубки и позиционирования перемычек.

Методика расчета поля локальных напряжений заключается в последовательном выполнении следующих этапов.

1. Оптимизация исходной атомной структуры.
2. Вычисление распределения объемной плотности энергии по атомам.
3. Поиск атомной конфигурации, подвергнутой внешнему воздействию, в результате минимизации энергии по координатам.
4. Вычисление распределения объемной плотности энергии по атомам структуры, подвергнутой внешнему воздействию.
5. Расчет поля локальных напряжений атомного каркаса по разности значений объемных плотностей энергии атомов структуры, подвергнутой внешнему воздействию, и исходной структуры.

Оптимизация структуры до и после деформации проводилась методом сильной связи [1] путем минимизации полной энергии структуры по координатам всех атомов. Расчет распределения объемной плотности энергии по атомам проводился эмпирическим методом, основывающимся на потенциале Бреннера с внесенными в многочлен энергетической функции энергиями торсионного взаимодействия и Ван-дер-ваальсового взаимодействия [2]. Объемная плотность w_i энергии атома i наноленты вычислялась по формуле:

$$w_i = \left(\sum_{j(\neq i)} (V_R(r_{ij}) - B_{ij}V_A(r_{ij})) + \sum_{j \neq i} \left(\sum_{k \neq i, j} \left(\sum_{l \neq i, j, k} V_{tors}(\omega_{ijkl}) \right) \right) + \sum_{j(\neq i)} V_{vdw}(r_{ij}) \right) / V_i ,$$

где $V_R(r_{ij})$ и $V_A(r_{ij})$ – парные потенциалы отталкивания и притяжения химически связанных атомов i и j , определяемые типом атомов и расстоянием r_{ij} между ними; B_{ij} – многочастичный терм взаимодействия σ - и π - электронных облаков; $V_{tors}(\omega_{ijkl})$ – потенциал торсионного взаимодействия на связи $i-j$; $V_{vdw}(r_{ij})$ – потенциал взаимодействия Ван-дер-Ваальса между химически несвязанными атомами; V_i – объем, занимаемый атомом i .

С помощью разработанной методики получены следующие результаты.

Энергия деформации графеновых нанолент zigzag и armchair при осевом растяжении от 1 до 14% линейно возрастает при увеличении растяжения. Область упругой деформации нанолент наблюдается при соответствующей деформации от 0 до 0.12.

Под действием осевого сжатия плоская атомная структура графеновой наноленты становится волнообразной (фазовый переход). Амплитуда волны и ее период не являются постоянными и изменяются вдоль длины. При увеличении сжатия наблюдается линейное возрастание энергии деформации, сменяющееся резким спадом при величине осевого сжатия 0.03-0.04 (на рис.1 приведены результаты для двух величин отношения длины L к диаметру D).

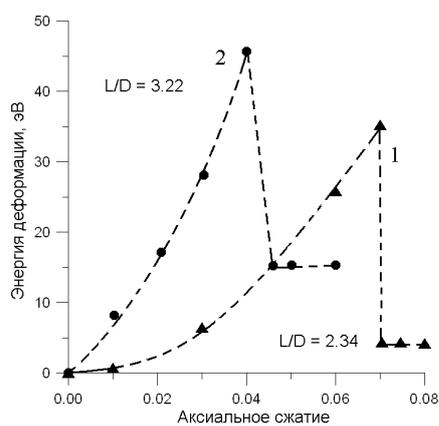


Рис. 1

Псевдомодуль Юнга Y_p нанолент zigzag и armchair увеличивается с ростом длины и уменьшается с ростом ширины. Когда отношение длины к ширине становится равным трем и более, значения псевдомодуля Юнга прекращает расти.

Графеновые наноленты превосходят по упругости углеродные нанотрубки и графеновые наноленты (графан – гидрированный графен) при одинаковых размерах (рис.2).

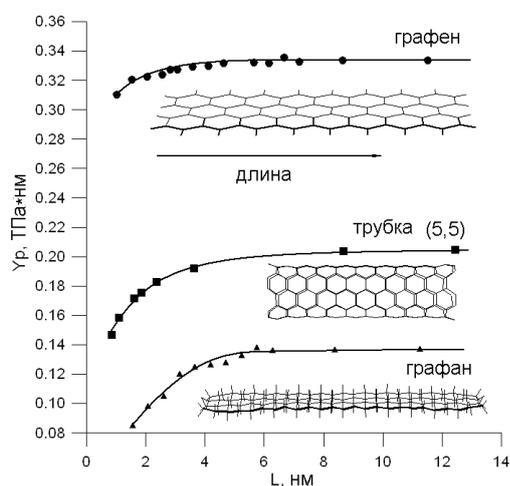


Рис. 2

Максимальные значения локального напряжения деформированной атомной сетки графеновой наноленты наблюдаются в местах наибольшей регибридизации электронных пи- и сигма-облаков, индуцированной искривлением.

Области атомной сетки графена, характеризующиеся большим локальным напряжением, имеют лучшие адсорбционные свойства, в частности энергия химической связи C-H в таких областях выше по сравнению с плоской структурой.

Бамбукоподобные нанотрубки (нанотрубки с внутренними перемычками) метастабильны при нанометровом и субнанометровом диаметре. Незначительные внешние воздействия (деформация, нагрев) приводят к разрушению атомного каркаса. На рис.3 показана трубка (10,10) непосредственно перед разрушением и в момент разрушения в области близкой к перемычке. Разрушение вызвано незначительной аксиальной деформацией. Моделирование проводилось методом молекулярной динамики. Стабильными являются только нанотрубками диаметром ~ 5 нм и более.

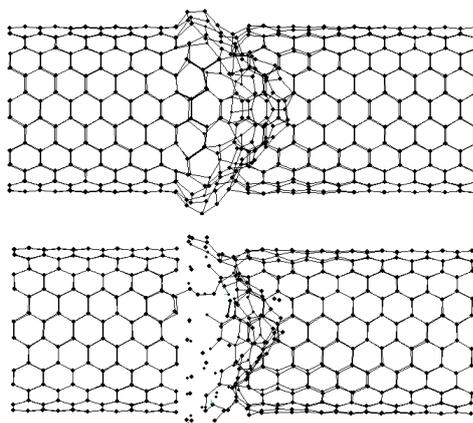


Рис. 3

Список литературы:

1. Glukhova O. E. Dimerization of miniature C20 and C28 fullerenes in nanoautoclave // Journal of Molecular Modeling. 2011. V. 17. I. 3. P. 573 - 576.
2. Stuart S. J., Tutein A. B., Harrison J. A. A reactive potential for hydrocarbons with intermolecular interactions // Journal of Chemical Physics. 2000. V. 112

РАСЧЕТНО-ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ОЦЕНКА ЖИВУЧЕСТИ ПРОСТРАНСТВЕННЫХ СТЕРЖНЕВЫХ КОНСТРУКЦИЙ

Доронин С.В.

*Россия, Красноярск, Учреждение РАН Специальное конструкторско-технологическое бюро
«Наука» КНЦ СО РАН, s.doronin@gmail.com*

EXPERIMENT-CALCULATED ESTIMATION SURVIVABILITY OF THREE-DIMENSIONAL BAR STRUCTURES

Doronin S.V.

There is considered a principled approach for estimation survivability of three-dimensional bar structures. It encloses computational analysis damaged structures discrete states, experimental investigations transient processes at discrete states changing and estimation their damaging actions to forecast structural limiting states.

Наблюдающаяся на протяжении последних десятилетий тенденция к постепенному увеличению аварийности и катастроф технических систем, росту тяжести, последствий и экономического ущерба единичной аварии, анализ причин и условий аварийности привели к необходимости признания практической неизбежности эксплуатации конструкций, содержащих дефекты и повреждения различной природы и геометрии. Прогноз поведения поврежденных конструкций с учетом их структуры, расчет их прочности, несущей способности, надежности не разработаны в классических методах инженерного проектирования. Расчеты живучести конструкций позволяют решать следующие задачи: оценка уровня безопасного повреждения отдельных элементов конструкций в связи с требуемым ресурсом; определение резервов прочности и несущей способности механической системы при повреждении и полном разрушении одного или нескольких элементов конструкции; установление последовательности развития повреждений и разрушений и ряд других.

Следует отметить, что живучесть является системным, интегральным свойством несущих конструкций и оказывается весьма жестко связанной с их структурой, возможными предельными состояниями и условиями эксплуатации. В настоящей работе рассматривается методика оценки живучести несущих конструкций, относящихся к классу пространственных стержневых систем. Выбор объекта исследования обусловлен следующими факторами.

Во-первых, такие конструкции чрезвычайно широко распространены практически во всех отраслях промышленности. Расчеты живучести на стадии проектирования не являются специфическими для различных отраслей и открывают возможность значительного повышения безопасности эксплуатации несущих конструкций рассматриваемого класса.

Во-вторых, в первом приближении можно считать, что независимо от различий в структурной сложности, конструктивных формах и геометрических особенностях закономерности формирования живучести оказываются едиными и обусловлены тем обстоятельством, что практически степень повреждения стержневого элемента конструкции вплоть до полного его разрушения не оказывает заметного влияния на работу всей системы. При полном его разрушении элемент практически мгновенно выключается из работы и за весьма малый промежуток времени система приходит в другое устойчивое состояние. Таким образом, можно рассматривать систему с дискретным числом состояний, что облегчает постановку и реализацию задач исследования. В этом случае задача заключается преимущественно в геометрическом анализе структуры механической системы и попытке сделать на этой основе выводы о ее надежности и живучести.

Физической основой живучести стержневых систем является избыточность их связей, под которой подразумевается способность конструкций перераспределить силовые потоки при разрушении одного элемента без потери конструкционной целостности всей системы. Принципиальные подходы к исследованию живучести механических систем основаны на использовании представлений механики деформирования и разрушения конструкций. В этих подходах элементы оказываются связанными естественным образом, а их взаимовлияние учитывается через анализ силовых потоков в нагружаемой структуре. В связи с этим основной практический прием исследования живучести стержневых конструкций заключается в последовательном, в соответствии с тем или иным алгоритмом, разрушении отдельных структурных элементов (стержней) и наблюдении реакций системы.

Опыт структурного моделирования разрушения несущих конструкций позволяет предложить расчетно-экспериментальную методику анализа живучести стержневых систем, основанную на следующих положениях.

1. Количество возможных дискретных состояний системы при разрушении отдельных ее элементов оказывается достаточно большим. Априорно нет оснований отдать предпочтение той или иной форме инициации аварии (разрушению того или иного структурного элемента-стержня), так как это зависит от распределения начальной дефектности и комплекса внешних факторов. В связи с этим требуется дополнительное обоснование наиболее вероятных дискретных состояний, для которых требуется детальный анализ живучести.

2. В качестве основного показателя живучести стержневой системы рассматривается длительность траектории аварийной ситуации, то есть количество фаз развития повреждений и разрушений от возникновения критического предельного состояния до потери системной несущей способности. Это количество равно числу изменений дискретных состояний системы. Тогда задача анализа живучести заключается в поиске самой короткой траектории, в соответствии с которой наиболее вероятно наступление полной потери несущей способности.

3. Существенное влияние на формирование последовательности разрушений и, следовательно, живучести, оказывают переходные динамические процессы в механической системе при разрушении отдельных ее элементов. Характер этих процессов с достаточной степенью точности может быть оценен только экспериментально и в дальнейшем использован при расчетных оценках живучести.

Методика предполагает следующую последовательность получения расчетных и экспериментальных оценок живучести системы.

1. С использованием конечно-элементного моделирования в рассматриваемой структуре поочередно «разрушаются» элементы-стержни и выполняется расчет напряженного состояния поврежденной конструкции (рис. 1). Таким образом, моделируется первая фаза всех возможных траекторий гипотетической аварии. В результате этого устанавливается несколько стержневых элементов, разрушение которых приводит к наибольшим изменениям напряженного состояния. В соответствии с методикой структурного моделирования разрушения конструкций выполняем эту вычислительную процедуру вглубь, до полной потери несущей способности. Тем самым выполняется обоснование нескольких предпочтительных (наиболее вероятных) сценариев развития аварии.

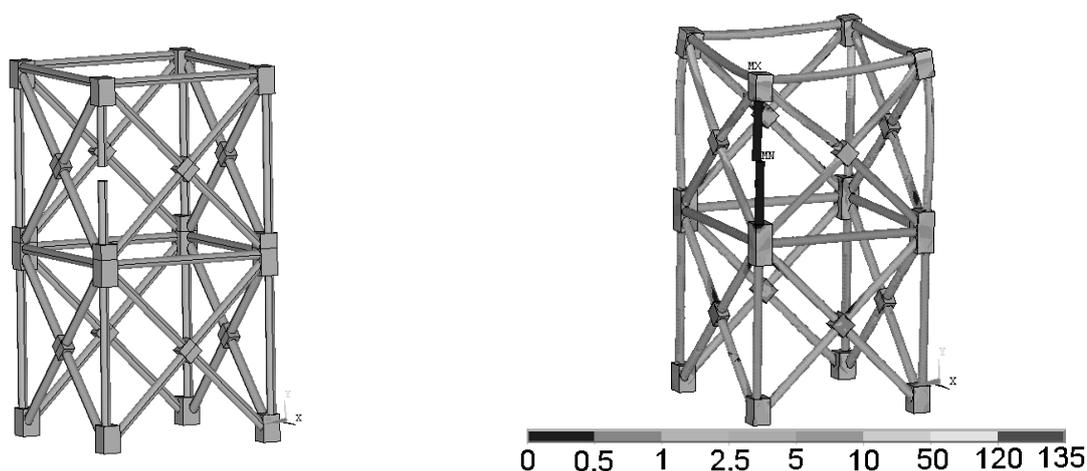


Рисунок 1 – Двухъярусная промышленная этажерка с поврежденной стойкой

2. В соответствии с этими выбранными сценариями с использованием натурной модели выполняется последовательное разрушение стержней с регистрацией средствами тензометрирования переходных процессов в элементах системы.

3. Выполняется схематизация переходных процессов и оценка их повреждающего воздействия.

4. Выполняется вычислительное моделирование траектории развития аварии в соответствии с п.1 с учетом повреждающих воздействий переходных процессов при прочих равных условиях.

Целесообразность такого подхода обусловлена тем, что наряду с ранее изученными факторами, определяющими сценарий развития аварии (распределение начальной дефектности, структура механической системы и свойства ее элементов, внешние воздействия и номинальное напряженное состояние), характер динамических переходных процессов может оказать существенное влияние на очередность и степень повреждений отдельных структурных элементов.

Методика позволяет установить элементы стержневой системы, повышение стойкости которых позволяет существенно повысить неуязвимость конструкций в условиях аварийных ситуаций

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант 11-08-00945а)

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ ПРИЗНАКОВ УДАРНОГО НАГРУЖЕНИЯ СТАЛИ 30ХГС

Ермишкин В.А., Кулагин С.П., Минина Н.А., Фролов С.Н., Чернов А.И

(ИМЕТ РАН, Москва, Россия)

STUDY OF THE 30KHGS STEEL STRUCTURAL SIGNS OF THE SHOCK LOADING

Ermishkin V.A. Kulagin S.P., Minina N.A., Frolov S.N., Chernov A.I.

The characteristic features of impact action on 30KhGS steel are revealed by the method of the photometric analysis of structural images. The quantitative measure of the structural damage of the surface of samples with their impact bending is determined and its dependence on the value of local stresses is built.

Известно, что при резком торможении высокоскоростных объектов конструкционные материалы, из которых они изготовлены, подвергаются воздействиям ударных нагрузок. По этой причине определение остаточного ресурса такого рода объектов, предназначенных для многократного использования, представляет большие трудности. В настоящей работе предпринята попытка использовать в качестве датчика ресурса конструкций, работающих при ударных нагрузках, фрагменты материала их обшивки, в наиболее тяжело нагруженных местах.

Технические возможности для такого применения фрагментов поверхности обшивки высокоскоростных транспортных средств открылись в результате разработки фотометрического

анализа структурных изображений (ФАСИ), позволяющего связать структурные изменения на поверхности материала с параметрами режимов нагружения [1-3]. До настоящего времени успешные попытки реализации такого подхода были предприняты только для циклического нагружения стали 08КП. Физической основой ФАСИ является дифференциальная схема сравнения изображения одного и того же фрагмента исследуемого образца и спектров яркости отражения от него видимого света до и после нагружения, заложенная в основу работы программно-аналитического комплекса.. Разработанные алгебраические операции, производимые над спектрами яркости отражения света позволяют установить интервалы яркости, в которых наблюдаются наибольшие изменения спектральной плотности яркости отражения в результате внешних воздействий. С их помощью удается так же установить интервалы, в которых до приложения нагрузки отсутствовало отражение света и те, в которых при этом исчезали отражения, которые присутствовали в спектрах исходных образцов. Обнаруженные характерные для используемого вида нагружения интервалы спектра могут быть выделены с помощью цветового окрашивания. Цветовое окрашивание фрагментов исследуемых поверхностей в цвета выделенных интервалов спектров яркости отражения дают возможность получить распределение в плоскости изображения микроучастков, дающих вклад в интенсивность отражения в выделенных интервалах спектра. Работа выполнена на образцах стали 30ХГС, подвергнутых нагружению по схеме трехточечного ударного изгиба. Испытания проводились с записью кривой деформирования в координатах «действующие нагрузка - стрела прогиба образца в месте нанесения удара». Это позволило рассчитать эпюру распределения действующих напряжений по длине испытанного образца в упругопластическом приближении.

Для этого мы воспользовались ранее полученным соотношением, связывающим все основные переменные, определяющими уровень действующих напряжений [4]/

$$\sigma = \sigma_s + K \sqrt{\left(\frac{y}{2\rho} - \frac{\sigma_s}{E} \right)} \quad (1)$$

где: σ_s - предел текучести материала, K - коэффициент параболического упрочнения, y - расстояние от рассматриваемого волокна до нейтрали поперечного сечения образца; E - нормальный модуль упругости материала; ρ - радиус кривизны изогнутого образца.

Поверхности образцов, в которых при ударе возникают максимальные растягивающие напряжения, предварительно условно разбиваются на фрагменты площадью $10 \times 10 \text{ мм}^2$. Структурные изображения этих фрагментов до и после ударного нагружения через сканер в цифровом коде вводились в компьютер, где анализировались методом ФАСИ.

По данным проведенного анализа выбирались параметры спектров яркости отражения, которые соответствовали признакам, характерным для структур, формирующихся при ударном нагружении. Массивам таких параметров спектров ставился в соответствие массив максимальных действующих напряжений и определялись коэффициенты корреляции между массивами параметров спектра и массивом напряжений. Параметры спектров, обнаруживших наибольшую корреляцию со значениями действующих напряжений, были приняты за идентификаторы структур, специфичных только для ударного нагружения. Значения этих параметров, определенные на фрагментах образцов, по которым прошли магистральные трещины, вызвавшие разрушение, рассматривались как критическое значение повреждаемости материала при ударном нагружении. Величину разности между критическим значением повреждаемости и ее уровнем, измеренном в анализируемом фрагменте при известном значении действующих напряжений, отнесенную к критическому значению принималась за меру структурной поврежденности материала, соответствующую его остаточному ресурсу.

Литература:

1. Ермишкин В.А., Мурат Д.П., Подбельский В.В. Информационная технология фотометрического анализа усталостного повреждаемости материалов. Информационные технологии» 2007. №11. С. 65-70
2. Ермишкин В.А., Мурат Д.П., Подбельский В.В. Применение фотометрического анализа структурных изображений для оценки сопротивления усталостному разрушению. Автоматизация и современные технологии. 2008. №2. С. 11-21.
3. Ермишкин В.А., Мурат Д.П., Подбельский В.В. Система фотометрического анализа структурных изображений и ее применение для исследования материалов в условиях усталости. Приборы и системы. Управление, контроль, диагностика. 2008. №10. С. 38 - 44.

4.Иванова В.С., Ермишкин В.А. Прочность и пластичность тугоплавких металлов и монокристаллов. М.: Металлургия.1976. 90 с.

Методом фотометрического анализа структурных изображений выявлены характерные признаки ударного воздействия на сталь 30ХГС. Определена количественная мера структурной поврежденности поверхности образцов при их ударном изгибе и построена ее зависимость от величины локальных напряжений.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНОЙ ЭВОЛЮЦИИ ПОВЕРХНОСТИ СТАЛИ 30 ХГС ПРИ СТАТИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ

Ермишкин В.А., Кулагин С.П., Кольцов А.Г., Минина Н.А., Фролов С.Н.

Россия, ИМЕТ РАН, minina@imet.ac.ru

STUDY OF THE 30 KHGS STEEL SURFACE STRUCTURAL EVOLUTION UNDER THE STATIC DEFORMATION

Ermishkin V.A. Kulagin S.P., Koltchov A.G., Minina N.A., Frolov S.N.

The possibility of introducing of the quantitative measure for the structural changes, caused by plastic deformation for describing the mechanical behavior of steel is shown. The need for this arose as a result of the structural dependence of the mechanical characteristics of construction materials. For determining the quantitative measure for structural changes was used the photometric analysis of structural images.

Нормативные расчеты на прочность деталей машин и металлоконструкций на протяжении двух веков базируются на подходах механики сплошных тел и, в частности, теории упругости [1,2]. За этот период времени в результате развития экспериментальных методов физики твердого тела произошел радикальный пересмотр тех представлений о материале, которые органически вошли в фундамент наук о прочности материалов. Конструкционные материалы оказались не сплошными, не изотропными, не однородными средами, наделенными кристаллической и дефектной структурой, и, как правило, многофазные по составу [3,4] Их механические свойства показали сильную зависимость от структурного состояния материала, которое, в свою очередь, в немалой степени определялось его технологической наследственностью.

Несмотря на то, что физические представления о строении конструкционных материалов существенным образом изменились и надежно опираются на обширные данные, полученные современными физическими методами структурных исследований, до настоящего времени они не оказали ощутимого влияния на методы расчетов на прочность. Отдельные попытки учесть структурные факторы, в частности, влияние дислокационной структуры, при оценке прочностных характеристик материалов не были вполне успешными из-за невозможности свести все многообразие структурных факторов к плотности дислокаций, которая к тому же не поддается экспериментальному измерению в динамике[5]. Учитывая структурную чувствительность механических характеристик материалов, представляется важным выразить в явном виде взаимосвязь параметров напряженного и структурного состояния, хотя бы для простейшего случая одноосного растяжения. В настоящей работе предпринята попытка установить такую связь для стали 30ХГС, образцы которой были деформированы растяжением до разрушения на универсальной испытательной машине. При этом рабочая поверхность на части образцов непрерывно снималась на видеокамеру. Для выбранной последовательности моментов времени определяли значения действующих напряжений, которым ставились в соответствие изображения рабочей поверхности образца в те же моменты времени. На другой части образцов процесс деформирования периодически прерывался и нагрузка с образца полностью снималась. Перед разгрузкой и сразу после нее рабочая поверхность образца снималась на видеокамеру, после чего процесс деформирования возобновлялся. Для выбранной временной последовательности поверхности образцов анализировались с помощью фотометрического анализатора изображений (ФАСИ) [6,7]. По результатам такого анализа выбирался критерий для

интегральной оценки степени структурной поврежденности материала. Как было показано в [8] при циклическом нагружении выполняется соотношение:

$$D_s = \frac{p_t(I) - p_o(I)}{p_o(I)} = \frac{N_t}{N_r} = D_f \quad (1)$$

где: D_s - структурная поврежденность материала по данным фотометрического анализа поверхности, выраженная через средние значения спектральной плотности яркости отражения света в выделенном интервале спектра $p(I)$; D_f - усталостная поврежденность материала, выраженная через параметры усталостного испытания (N) по Майнеру [9]; $p_t(I)$ – средняя по интервалу спектральная плотность яркости отражения света в выделенном интервале спектра на момент времени «t»; $p_o(I)$ - то же самое, но для начального момента времени; N_t - число циклов нагружения образца до момента времени «t»; N_r - число циклов нагружения образца до его разрушения. Следует отметить, что структурная поврежденность материала, выраженная формулой (1) удовлетворяет начальным и конечным условиям, которым должна удовлетворять функция повреждаемости [10]: $D_s(0) = 0$ и $D_s(t_r) = 1$. Удельную работу пластической деформации по данным проведенных экспериментов можно

выразить двояко через действующие напряжения $\sigma(t)$ она записывается как $\frac{\sigma(t)^2}{2E}$, а из данных

ФАСИ ее можно представить как $C \cdot [S(t) - S(0)]$, где C - переводной коэффициент, а $S(0)$ и $S(t)$ - площади под кривыми спектров яркости отражения света от поверхности исследуемого фрагмента образца до начала деформирования и после нагружения образца до напряжения $\sigma(t)$ соответственно, выраженные в условных единицах. Приравняв оба полученные выражения для удельной энергии пластической деформации материала образца и определив значения константы C из полученных экспериментальных данных, получим в явном виде зависимость, связывающую действующие напряжения с соответствующими структурными характеристиками материала в виде;

$$\sigma(t) = \sqrt{2EC[S(t) - S(0)]} \quad (2)$$

где: E - нормальный модуль упругости материала. В результате проведенных исследований установлено, что зависимость $S(t) = f(\sigma)$ представляет собой монотонно возрастающую кривую на которую наложено множество локальных максимумов. С увеличением деформации происходит локализация очага разрушения, который по данным ФАСИ характеризуется результирующим возрастанием структурной поврежденности.

Литература:

1. Тимошенко С.П. Курс теории упругости. Киев: Наукова думка. 1973. 501 с.
2. Новацкий В. Теория упругости. М.: Мир. 1975. 872 с.
3. Косевич А.М. Физическая механика реальных кристаллов. Киев: Наукова думка. 1983. 327 с.
4. Новиков И.И., Ермишкин В.А. Физическая механика реальных материалов. М.: 2004. 323 с.
5. Кунин И.А. Теория упругих тел с микроструктурой М.: Наука. 1975. 416 с.
6. Ермишкин В.А., Мурат Д.П., Подбельский В.В. Информационная технология фотометрического анализа усталостной повреждаемости материалов. Информационные технологии» 2007. №11. С.65-70.
7. Ермишкин В.А., Мурат Д.П., Подбельский В.В. Применение фотометрического анализа структурных изображений для оценки сопротивления усталостному разрушению. Автоматизация и современные технологии. 2008. №2 С.11-21.
8. Ермишкин В.А., Мурат Д.П., Подбельский В.В. Система фотометрического анализа структурных изображений и ее применение для исследования материалов в условиях усталости. Приборы и системы. Управление, контроль, диагностика. 2008. №10. С.38-44.
9. Miner M.A. Cumulative damage in fatigue // J. of Applied Mechanics, 1945, v.12. №9. P. 159-164.
10. Качанов Л.М. Основы механики разрушения. М.: Наука. 1989. 420 с.

СТРУКТУРНО-ЧУВСТВИТЕЛЬНЫЙ СЕНСОР УСТАЛОСТИ И ЕГО ДИАГНОСТИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ

Игнатович С.Р., Карускевич М.В., Маслак Т.П.

Украина, Национальный авиационный университет, maslakt@yahoo.com

STRUCTURALLY SENSITIVE DAMAGE INDICATOR AND ITS DIAGNOSTIGUE PARAMETERS

Ignatovich S.R., Karuskevich M.V., Maslak T.P.

The paper is devoted to the application of the sensitive damage indicator for the aircraft Structural Health Monitoring. The indicator is made of alclad aluminum alloy, where the surface deformation relief is formed under cyclic loading. The deformation relief can be analyzed by the series of parameters: parameter of the relief intensity (damage parameter), fractal dimension, etc. Finite element analysis is applied to solve a problem of the indicator's geometry optimization for required sensitivity in particular structure according to their loading.

Необходимость мониторинга усталостного повреждения авиационных конструкций определяется требованиями безопасности и экономической эффективности эксплуатации. Точная оценка накопленного повреждения позволяет предупредить катастрофическое разрушение и оптимизировать ресурс и периодичность технического обслуживания воздушного судна.

К настоящему времени разработано большое количество разнообразных сенсоров усталостного повреждения. Некоторые из них нашли применение в системах постоянного мониторинга усталостного повреждения (Structural Health Monitoring). Многочисленными исследованиями было показано, что сокращение расходов при эксплуатации авиационной техники, оснащенной системами мониторинга, может достигать 30% стоимости технического обслуживания.

В отечественном авиационном строительстве системы постоянного мониторинга усталостного повреждения до настоящего времени не используются.

Продолжительные систематические исследования физических процессов, происходящих при усталости монокристаллов алюминия и конструкционных сплавов, имеющих алюминиевое плакирование, привели к выводу о возможности количественной оценки накопленного усталостного повреждения по деформационному рельефу, формирующемуся при циклическом нагружении (рис. 1). Такую оценку можно выполнять путем анализа состояния поверхности поликристаллических сенсоров, прикрепляемых к исследуемому элементу конструкции (рис.2).

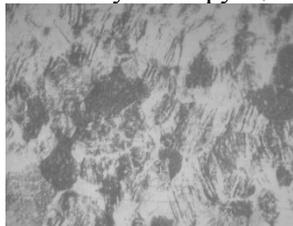


Рис. 1. Оптическое изображение деформационного рельефа (увеличение x350).

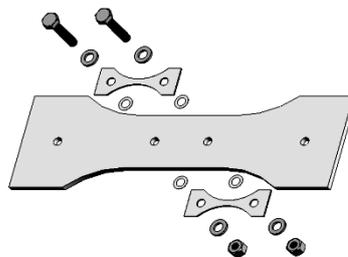


Рис. 2. Крепление сенсоров усталости к образцу для испытаний.

Рассматриваемый сенсор усталости изготавливается из плакированного алюминиевого сплава Д16АТ. Геометрия сенсора усталости выбрана из условия обеспечения локального усиления напряжений. Необходимость такого усиления определена тем, что при эксплуатационных нагрузках напряжения во многих ответственных элементах конструкции не достаточны для формирования деформационного рельефа при небольших циклических нагрузках. Это не позволяет выполнять раннюю диагностику усталостного повреждения. При этом, следует учесть, что чрезмерное локальное усиление напряжений может привести к накоплению необратимой деформации в рабочей части сенсора, его удлинению, «вспучиванию» и потере работоспособности сенсора.

В разработанном сенсоре необходимое повышение чувствительности происходит за счет перераспределения напряжений вследствие соответствующего распределения жесткости по длине сенсора. Локальное повышение напряжений в рабочей части сенсора определяется соотношением ширины рабочей зоны и габаритного размера. Рабочая зона сенсора не контактирует с поверхностью элемента конструкции. Длина сенсора определена, главным образом, условиями его установки на конструкции. При этом, сенсоры усталости должны крепиться к использованию имеющихся в конструкции отверстий. При определении места и способа установки сенсора использовался опыт разработки образцов-свидетелей усталостного повреждения в авиации. Применение метода конечных элементов (МКЭ) позволяет решить задачу оптимизации геометрии сенсора для обеспечения необходимой чувствительности.

Проведенные усталостные испытания подтвердили возможность и целесообразность применения сенсоров усталости с эффектом умножения напряжений для мониторинга усталостного повреждения элементов авиационных конструкций.

Деформационный рельеф, формирующийся на поверхности сенсора в рабочей, наиболее нагруженной части сенсора представляет собой совокупность экструзий, интрузий, устойчивых полос скольжения, то есть аналогичен рельефу, наблюдаемому ранее у концентраторов напряжений при исследовании плакированных алюминиевых сплавов.

В работах описываемого цикла исследований было показано, что деформационный рельеф и соответствующее усталостное повреждение могут быть количественно оценены с помощью ряда геометрических параметров. К таким параметрам относятся: параметр повреждения D [1,2], фрактальные размерности кластеров деформационного рельефа [2], характеристики шероховатости [3].

При выполнении компьютеризованного оптического контроля состояния поверхности сенсора усталости базовым параметром может быть параметр повреждения D [1,2]. Параметр D определяется по цифровым фотографиям деформационного рельефа и численно равен отношению площади поверхности с признаками микропластической деформации к общей контролируемой площади. В проведенных экспериментах применялся оптический микроскоп увеличением $\times 350$. Размер контролируемой поверхности составлял $0,35 \text{ мм}^2$.

Дополнительным параметром, который также может определяться по цифровым фотографиям поверхности, является фрактальная размерность кластеров деформационного рельефа [2]. Анализ различных подходов к определению фрактальной размерности показал, что наиболее информативной является фрактальная размерность, определяемая из отношения периметра кластеров деформационного рельефа к их площади. Такая размерность характеризует форму кластеров деформационного рельефа.

В работе [3] показано, что развитие деформационного рельефа сопровождается эволюцией параметров шероховатости, что открывает возможность использования соответствующих параметров при определении накопленного усталостного повреждения.

Проведенные исследования показывают возможность применения сенсоров усталости авиационных конструкций, основанных на количественной оценке деформационного рельефа, формирующегося и развивающегося на поверхности сенсора. Чувствительность сенсора определяется локальным усилением напряжений. Управлять чувствительностью можно изменяя его геометрию. Инструментом определения параметров напряженного состояния сенсора может быть метод конечных элементов. Рассмотренный сенсор усталости может быть адаптирован для применения в условиях действия различных по величине повторяющихся нагрузок.

Список литературы:

1.Игнатович С.Р., Карускевич М.В, Карускевич О.М. Эволюция поврежденности сплава Д-16АТ у концентратора на стадии до зарождения усталостной трещины // Авиационно-космическая техника и технология. Журнал Национ. аэрокосм. ун-та им.Н.Е.Жуковского ХАИ. – 2004. - № 4(12). – С. 29 - 32.

2.M. Karuskevich, O. Karuskevich, T. Maslak, S. Schepak. Extrusion/intrusion structures as quantitative indicators of accumulated fatigue damage. International Journal of Fatigue, In Press, Available online 22 February 2011.

3.Деформационный рельеф поверхности как показатель усталостной поврежденности авиационных сплавов на основе алюминия / С. Р. Игнатович, М. В. Карускевич, Т. П. Маслак, С.С. Юцкевич // Деформация и разрушение материалов и наноматериалов: междунар. конф., 12-15 окт. 2009 г.: тезисы докл. – М., 2009. – Том 1. – С. 53–54.

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ЭВТЕКТИКИ ДВУХКОМПОНЕНТНОЙ СИСТЕМЫ NaI – Na₂WO₄

Игнатъева Е.О., Дворянова Е.М.

Россия, ГОУ ВПО «Самарский государственный технический университет»(windy22@mail.ru)

PREDICTION OF THE TWO-COMPONENT EUTECTIC OF NAI - NA₂WO₄ SYSTEM

Ignatieva E.O., Dvoryanova E.M.

Russia, Samara state technical university (windy22@mail.ru)

Abstract: A method for predicting the characteristics of binary eutectics based on the study of series of similar two-component systems, comparative analysis of the nature of the liquidus, as well as constructing the melting temperature.

Систематическое изучение многокомпонентных систем из галогенидов и кислородсодержащих солей щелочных металлов позволяет получить спектр электролитов, необходимых для практического применения и создания новых технологических процессов, основанных на применении ионных расплавов. Составы на основе галогенидов и кислородсодержащих солей щелочных металлов обладают широкой областью применения в различных отраслях современной техники, технологии и энергетики. Солевые расплавы, обладая большим температурным диапазоном жидкого состояния, позволяют осуществлять технологические, химические и электрохимические процессы невозможные для других растворителей. Используются в качестве расплавляемых электролитов химических источников тока и теплоаккумулирующих материалов. Они представляют интерес для разработки сред для электролитического выделения металлов из расплавов, создание перспективных флюсов для сварки и пайки металлов, сред для синтеза монокристаллов. Различные по составу солевые композиции используются при разработке и создании новых типов генераторов тепловой и электрической энергии, при решении экологических проблем, связанных с утилизацией промышленных отходов, при осуществлении процессов термо- и химической обработки поверхности материалов: закалки, оксидирования, борирования, цианирования [1, 2].

В настоящее время прогнозирование характеристик низкоплавких составов является актуальным, так как сокращает время, затрачиваемое на проведение эксперимента, и упрощает его. Построение рядов однотипных по строению ликвидусов систем позволяет провести качественный прогноз ликвидуса неисследованной системы на основании данных по изученным ранее системам, принадлежащих этому же ряду. При этом, если рассматриваемый массив образован системами эвтектического типа, то высока вероятность, что замена одного катиона (или аниона) не изменит тип ликвидуса. Данный метод сравнения характера поверхности ликвидуса эффективен, если ряд систем образован поочередной заменой катиона или аниона в соответствии с расположением элемента в Периодической системе, например, для солей элементов 1 А группы. На основании данного подхода в работе предложена методика прогнозирования характера ликвидуса неизученной системы. Принцип построения рядов однотипных систем можно использовать для получения графических

зависимостей характеристик эвтектических точек от параметров, подчиняющихся периодическому закону (порядковый номер элемента, ионный радиус элемента и т.д.). Данные зависимости позволяют количественно прогнозировать характеристики эвтектик (температура плавления и состав).

На рис. 1 представлен массив двухкомпонентных систем $\text{Na}\Gamma - \text{Na}_2\text{ЭO}_4$ ($\Gamma - \text{F, Cl, Br, I; Э} - \text{Cr, Mo, W}$). В рядах систем горизонтальные ряды (рис. 1) систем образованы заменой галогенид-иона ($\text{F} \rightarrow \text{Cl} \rightarrow \text{Br} \rightarrow \text{I}$). Вертикальные ряды образованы заменой элемента в кислородсодержащем анионе соли ($\text{Cr} \rightarrow \text{Mo} \rightarrow \text{W}$). Данные по исследованным системам взяты из [3-7], Т-х диаграмма неисследованной системы нанесена пунктиром. В рассматриваемых рядах двухкомпонентных систем наблюдается понижение температуры плавления галогенида в горизонтальных рядах (рис. 1), что приводит к понижению температуры плавления двойной эвтектики. Таким образом, на основании последовательной оценки типа Т-х диаграмм рассматриваемых систем сделан качественный прогноз характера ликвидуса неисследованной системы $\text{Na}_2\text{WO}_4\text{-NaI}$. В системе предполагается образование двойной эвтектической точки, предполагаемый характер ликвидуса нанесен пунктиром (рис. 1).

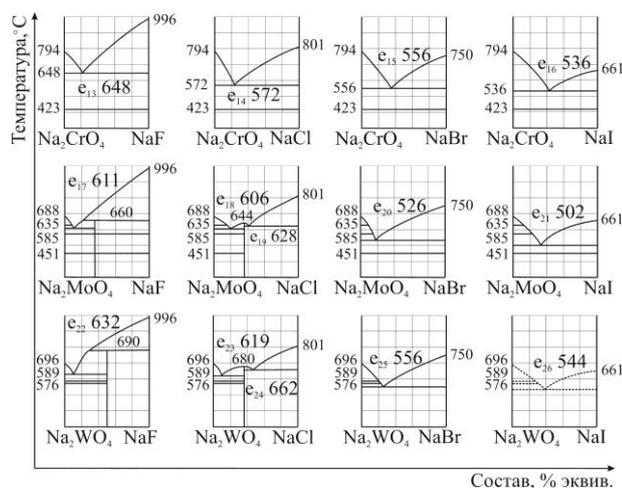


Рис. 1 Ряды двухкомпонентных систем $\text{Na}_2\text{ЭO}_4\text{-Na}\Gamma$ ($\Gamma - \text{F, Cl, Br, I; Э} - \text{Cr, Mo, W}$)

Данный подход к анализу объекта исследования, заключающийся в выборе рядов-аналогов систем, последовательном сравнении характера ликвидуса в рядах однотипных систем, прогнозировании характеристик эвтектик является рациональным при изучении систем, перспективных для получения ценных в прикладном значении составов.

Список литературы:

1. Н.В. Коровин. Электрохимическая энергетика // М.: Энергоатомиздат, 1991. – 264 с.
2. Н.Н. Варыпаев. Химические источники тока: учебное пособие для химико-технологических специальностей вузов // М.: Высшая школа, 1990. – 240 с.
3. Н.К. Воскресенская, Н.Н. Евсеева, С.И. Беруль, И.П. Верещатина. Справочник по плавкости систем из безводных неорганических солей // М.: Изд-во АН СССР, 1961. Т.1. 845с.
4. В.И. Посыпайко, Е.А. Алексеева. Диаграммы плавкости солевых систем. Ч. III. Двойные системы с общим катионом // М.: «Металлургия», 1979. – 204 с.
5. Е.О. Игнатьева, Е.М. Дворянова, И.К. Гаркушин. Прогнозирование и экспериментальное исследование Т-х-диаграммы двухкомпонентной системы $\text{Na}_2\text{CrO}_4\text{-NaI}$ // IX Международное Курнаковское совещание по ФХА: тез. Докл. – Пермь, 2010. С. 177.
6. Е.О. Игнатьева, Е.М. Дворянова, И.К. Гаркушин. Исследование двухкомпонентных систем $\text{NaI-Na}_2\text{MoO}_4$, $\text{KI-K}_2\text{MoO}_4$ // Актуальные проблемы химии. Теория и практика: Тезисы докладов Всероссийской научной конференции. 21-23 октября 2010 г./ отв. ред. В.Н. Майстеренко. – Уфа: РИЦ БашГУ, 2010. С. 5
7. Э.Г. Искандеров, Н.Н. Вердиев, С. И. Вайнштейн. Фазовые равновесия в системе $\text{NaCl-NaBr-Na}_2\text{MoO}_4$ // Журн. неорган. Химии – 2007. Т. 52. Вып. 3. – С. 427–430.

ПРИМЕНЕНИЕ РАСЧЁТНЫХ ОЦЕНОК ПРОЧНОСТИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕХАНИКИ РАЗРУШЕНИЯ ДЛЯ СВАРНЫХ КОНСТРУКЦИЙ ГЛУБОКОВОДНОЙ ТЕХНИКИ

Ильин А.В., Филин В. Ю.

ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», С.-Петербург, Россия e-mail: victorm@crism.ru

В настоящее время для конструкций глубоководной техники не определены процедуры оценок прочности с использованием аппарата механики разрушения (то есть с учётом наличия в конструкции трещиноподобных дефектов). Очевидно, что для конструктивных элементов, нагруженных исключительно сжимающими напряжениями, такая оценка не требуется. Однако ряд конструкций (барокамеры, водолазные колокола) являются типичными сосудами давления, а практика проведения гидравлических испытаний превращает в сосуды давления все конструкции глубоководной техники. Высокий уровень растягивающих остаточных сварочных напряжений в конструкциях, не подвергаемых термообработке после сварки, изгибные эксплуатационные напряжения с преобладанием растяжения в изломах корпуса, применение новых основных и сварочных материалов и нетрадиционных конструкторских решений приводят к необходимости конкретизации указанных процедур, основанных на аппарате нелинейной механики разрушения, и расширения области их применения.

На основе фактических данных по трещиностойкости используемых материалов могут быть выделены две ситуации, где применение предлагаемых процедур целесообразно:

1. Материалы обладают высоким запасом трещиностойкости и обеспечивают условие предотвращения хрупкого разрушения при наиболее неблагоприятных сценариях нагружения, включая возможный рост дефектов при эксплуатации, и существующих возможностях неразрушающего контроля. В этом случае достаточно применить процедуры механики разрушения для обоснования требований к параметрам трещиностойкости материала, контролируемым на стадии сертификационных испытаний.

2. Используемые материалы не соответствуют выполнению «абсолютного» условия предотвращения хрупкого разрушения, и необходимы дифференцированные оценки прочности. Эта ситуация типична для металла сварных соединений.

Предлагаются принципы проведения таких оценок, особенно актуальных в связи с наметившейся тенденцией применения более дешёвых и технологичных сварочных материалов.

МЕТОДИКА ПРОГНОЗИРОВАНИЯ РЕЛАКСАЦИОННОЙ СТОЙКОСТИ ТАРЕЛЬЧАТЫХ ПРУЖИН, НА ОСНОВЕ УРОВНЯ СИГНАЛОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

Конев С.Ю., Данилин Г.А., Белогур В.П., Титов А.В., Ремшев Е.Ю.

*Российская Федерация, Балтийский государственный технический университет «Военмех»
имени Д.Ф. Устинова Remshev@mail.ru*

TECHNIQUE OF FORECASTING RELAXATIONAL OF FIRMNESS OF SPRINGS, ON THE BASIS OF LEVEL OF SIGNALS OF ACOUSTIC ISSUE

Konev S.Y., Danilin G.A., Belogur V.P., Titov A.V., Remshev E.Y.

Now at the enterprises which are engaged in release тарельчатых of springs, there are no techniques of a qualitative and quantitative estimation of the major indicators on reliability and durability, an invariance of the basic characteristics, and also релаксационной firmness springs for the long period of operation to 25 – 30 years. Therefore an actual problem is development and perfection of techniques of control of the elastic elements applied at a stage of preparation of a product to operation, capable to predict property of a controllable element for the long period of time.

В машиностроении широко используются упругие элементы, работающие при статической, динамической и циклической нагрузке изготовленные холодной штамповкой. Тарельчатые пружины (Рис.1) применяют в качестве амортизаторов, буферных устройств, аккумуляторов энергии, элементов конструкций, обеспечивающих растяжение или сжатие других деталей и т. д.



Рисунок 1 – Фотографии тарельчатых пружин

К упругим элементам, предъявляется требование по обеспечению заданных эксплуатационных свойств в установленных пределах в течение длительного времени (до 25 лет). Основными эксплуатационными свойствами пружин[1] являются прочность и релаксационная стойкость (обеспечение заданной нагрузки сжатия в установленных пределах в течение заданного времени). В пружинах не допускается наличия наружных и внутренних дефектов, которые могут привести к разрушению пружин в процессе их эксплуатации. Для контроля параметров качества пружин применяют различные методы контроля. Упругие элементы в процессе эксплуатации подвергаются различным нагрузкам, что в свою очередь приводит к изменению их параметров. ГОСТы и технические условия устанавливают требования по долговечности, стабильности свойств и размеров, сохранению динамических характеристик и релаксационных свойств тарельчатых пружин. В настоящее время на предприятиях, занимающихся выпуском тарельчатых пружин, отсутствуют методики качественной и количественной оценки важнейших показателей по надежности и долговечности, неизменности основных характеристик, а также релаксационной стойкости тарельчатых пружин на длительный период эксплуатации до 25 – 30 лет. Поэтому актуальной задачей является развитие и совершенствование методик контроля упругих элементов, применяемых на стадии подготовки изделия к эксплуатации, способных спрогнозировать свойства контролируемого элемента на длительный период времени. Интерес для развития этого направления представляет неразрушающий метод акустической эмиссии.

На кафедре Е4 «Высокоэнергетические устройства автоматических систем» БГТУ «ВОЕНМЕХ» им. Д.Ф.Устинова совместно с ОАО «НПП Пружинный центр» г. Санкт-Петербург проведены экспериментальные и теоретические исследования. Целью являлось разработка методики прогнозирования релаксационной стойкости тарельчатых пружин (Рис.2), изготовленных способами штамповки, на основе уровня сигналов акустической эмиссии. В процессе исследования экспериментальные образцы устанавливались в стенд (Рис.3а), который помещался в рабочую зону испытательной машины ИМЧ – 30(Рис.3в). Сигналы акустической эмиссии регистрировались системой «Локтон 2004» (Рис.3б). Результатом проведенной научной работы является методика качественной оценки релаксационной стойкости тарельчатых пружин, изготовленных способами холодной штамповки, на основе уровня сигналов акустической эмиссии. Предполагается внедрение методики в технологический процесс изготовления тарельчатой пружины. При этом контролю подвергается каждая тарельчатая пружина, изготавливаемой партии.

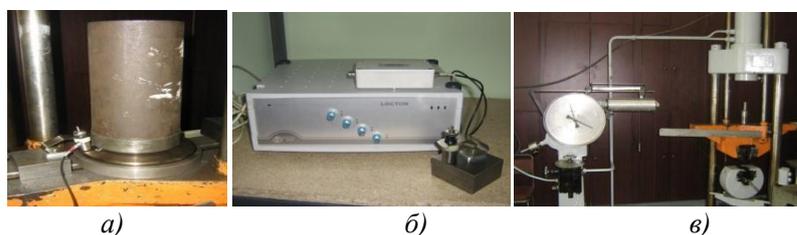


Рисунок 2 – Фотография приборов и оборудования экспериментального стенда. а-экспериментальный стенд, б – система АЭ, в – испытательная машина ИМЧ-30

Методика качественной оценки релаксационной стойкости тарельчатых пружин предполагает проведение двух испытаний: 1.Кратковременное обжатие тарельчатых пружин с регистрацией сигналов АЭ; 2.Выдержка тарельчатых пружин при постоянной силе в течение 72 часов с регистрацией сигналов АЭ. В процессе кратковременного обжатия с регистрацией сигналов АЭ каждая тарельчатая пружина трехкратно нагружается до максимальной деформации с регистрацией сигналов акустической эмиссии. Методика качественной оценки релаксационной стойкости тарельчатых пружин в процессе их

кратковременного обжатия основана на двух закономерностях. Первая закономерность заключается в уменьшении общего количества сигналов акустической эмиссии при каждом последующем обжатии у пружин, не имеющих внутренних развивающихся или зарождающихся дефектов (1).

$$N_{1общ.} > N_{2общ.} > N_{3общ.}, \quad (1)$$

где $N_{1общ.}$ - общее количество импульсов суммарной акустической эмиссии, зарегистрированное в процессе первого обжатия; $N_{2общ.}$ - общее количество импульсов суммарной акустической эмиссии, зарегистрированное в процессе второго обжатия; $N_{3общ.}$ - общее количество импульсов суммарной акустической эмиссии, зарегистрированное в процессе третьего обжатия. Вторая закономерность заключается в уменьшении общего количества импульсов суммарной акустической эмиссии на втором и третьем обжатиях, по сравнению с первым, более, чем в 1,5 раза, при этом количество сигналов суммарной акустической эмиссии на втором и третьем кратковременном обжатии не должно превышать уровня K , который для разных материалов принимает разные значения. Например, для титанового сплава ВТ23 $K=1000$ имп., значение получено на основе экспериментальных результатов. Вторая закономерность представлена в виде условия (2).

$$\left. \begin{array}{l} N_{общ.2} \leq K \\ N_{общ.3} \leq K \end{array} \right\} \quad (2)$$

Пружины, для которых условия (1) или (2) не выполняются, относятся к зоне риска, вследствие, наличия предрасположенности к развитию внутренних дефектов или нестабильного состояния структуры материала. Качественная оценка релаксационной стойкости тарельчатых пружин в процессе их выдержки при постоянной силе основана на закономерности, заключающейся в отсутствии значительных выбросов сигналов АЭ у пружин, не имеющих предрасположенности к развитию внутренних дефектов. В случае превышения параметра $N_{общ.72}$ установленного порогового значения $N_{пор.}$ делается вывод о том, что тарельчатая пружина имеет высокий риск утраты требуемого значения релаксационной стойкости в течение 20-25 лет эксплуатации из-за наличия предрасположенности к развитию внутренних дефектов или нестабильного состояния структуры материала. Выполнение условия 3 говорит о том, что тарельчатая пружина успешно прошла испытание качественной оценки релаксационной стойкости.

$$N_{общ.2} \leq N_{но}, \quad (3)$$

Библиографический список:

1. А.В.Лясников, Н.П.Агеев, Д.П.Кузнецов [и др.]. Сопротивление материалов пластическому деформированию в приложениях к процессам обработки металлов давлением. – Санкт-Петербург: Внешторгиздат-Петерург, 1995.-527с
2. В.П.Белогур, А.Н.Трещевский, С.Ю.Конев Опыт применения титановых пружин при повышенных температурах// «Бизнес-Гид» №1. 2007.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЗЕРНОГРАНИЧНЫХ СКОПЛЕНИЙ ЧАСТИЦ СУЛЬФИДОВ МАРГАНЦА НА РАЗРУШЕНИЕ УЛУЧШАЕМЫХ СТАЛЕЙ

Кудря А.В., Соколовская Э.А., Арсенкин А.М.*

Россия, НИТУ «МИСЦ»
*ИМЕТ РАН, alex_arsenkin@yahoo.com

THE RESEARCH OF THE INFLUENCE OF MNS GRAIN BOUNDARY CLUSTERS ON FRACTURE OF LOW ALLOYING STEELS

Kudrya A.V., Sokolovskaya E.A., Arsenkin A.M.

With using of the procedure of 3D image reconstruction of fracture surface by stereo couples process of crack propagation on MnS grain boundary clusters (GBC) in Cr-Ni-Mo steel has been studied. The main factors which cause satisfied toughness of the steel having GBC have been revealed.

В процессе охлаждения с температур горячей пластической деформации в сталях возможно выделение третичных неметаллических включений по границам зерен аустенита. Такой эффект

приводит к появлению в дальнейшем зернограницных фасеток в изломах сдаточных образцов улучшаемых сталей. Излом такого типа образовывается по механизму роста и слияния пор, но трещина распространяется по кластерам частиц, располагающихся на границах перегретого зерна аустенита. Такой излом получил название камневидный /1/ и считается, что появление такого дефектного излома является признаком брака при сдаточных испытаниях металлопродукции, поскольку сопровождается падением ударной вязкости. Однако, как показано в /2/, выделение неметаллических включений сульфидов марганца по границам зерен аустенита хотя и приводило к появлению камневидного излома, но ударная вязкость при этом не снижалась. Такого рода противоречия могут быть устранены, если детально изучить микромеханизм разрушения материала содержащего зернограницные скопления неметаллических включений.

В качестве материала исследования была выбрана сталь типа 38ХНЗМФА-Ш, в которой при испытаниях на ударный изгиб образовался камневидный излом. Ответственными за образования такого излома являются частицы сульфида марганца, которые начинают выделяться при температуре около 1200°C (рис.1).

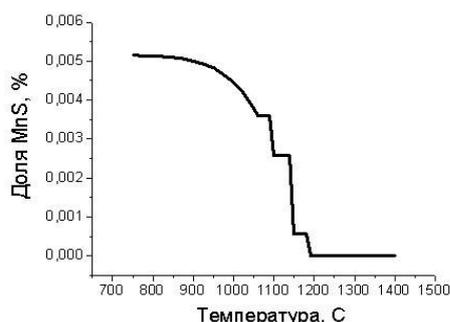


Рис.1. Температурная кривая выделения сульфидов марганца

Исследования микромеханизма разрушения осуществляли методом фрактографии на изломах ударных образцов. Анализ изломов (на дне макрохрупкого квадрата) образцов исследованных сталей проводился с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) НІТАСНІ S-800. Изображения были получены в цифровом виде при помощи специального программного обеспечения. Определение строения камневидной фасетки, траектории движения микротрещины, измерения размеров, глубины и формы профиля ямок на поверхности исследованных изломов проводилось путем реконструкции трехмерного изображения из стереопар, снятых по принципу нормально - конвергентной съемки (левое изображение стереопары снималось без наклона образца, а правое изображение соответствовало наклонному положению образца) /3/ при увеличении x150 – x3000 с углом конвергенции 6°, реализованной в программном продукте PHOTOMOD Lite.

Вязкая межзеренная фасетка камневидного излома стали 38ХНЗМФА-Ш представляла собой искривленную или наклонную поверхность с диапазоном углов наклона от 15 до 60°, что обусловлено искривленными границами зерен аустенита при высокотемпературном нагреве под ковку. Микрорельеф поверхности камневидной фасетки сформирован из ямок размером $3,2 \pm 0,8$ мкм, образованных неметаллическими включениями средним размером $1,1 \pm 0,4$ мкм (на основе не менее 300 измерений на вариант). Например, средний размер включений и ямок в классическом вязком изломе составляет $1,8 \pm 1,1$ мкм и $5,7 \pm 1,9$ мкм. Микропластическая деформация (МПД) (Дямки / ДНВ), реализуемая при росте пор вокруг НВ на зернограницной фасетке, составила $2,9 \pm 0,7$, по данным для вязкого излома эта величина составляет $3,2 \pm 1,1$. Среднее межцентровое расстояние составляло $3,1 \pm 0,6$ мкм на поверхности камневидного излома, тогда как в классическом вязком изломе данный параметр достигал $5,5 \pm 0,9$ мкм. Была получена прямая пропорциональность между МПД, глубиной ямки и межцентровым расстоянием для камневидного излома. Кроме этого был выявлен пилообразный рельеф поверхности камневидной фасетки с расстоянием между гребнями 10-25 мкм, обусловленный слиянием групп ямок.

Измерения размеров ямок на поверхности фасетки показало, что анизотропия ямок (Д макс / Д мин) составляет величину около 1 в центральной части фасетки и увеличивается к краям. Это указывает на то, что зарождение трещины, скорее всего, происходит в центральной части камневидной фасетки и далее она последовательно распространяется к периферийным областям.

Для оценки энергоемкости формирования излома была применена методика стыковки ответных половин излома и измерения пластической невязки при распространении трещины. Сопоставление значений раскрытия трещины в области камневидной фасетки и сходного участка вязкого излома показало, что величина раскрытия вязкого участка сопоставима с данным параметром для камневидной фасетки. Из этого, в частности, вытекает, что нет оснований ожидать обязательного снижения вязкости стали, когда в изломе есть фрагменты камневидной составляющей.

Морфология камневидной фасетки может быть различной: кратерообразные скопления НВ, скопления субмикронных частиц с меньшим межчастичным расстоянием, а также площадки, являющиеся результатами вскрытия пор вокруг пленочных включений. Сравнение энергоемкости раскрытия таких неоднородностей по отношению максимальной пластической невязки (ПН) к среднему размеру (хорде) (D_{cp}) элемента строения излома ν показало, что наиболее энергоёмким элементом являются кратеры, а наименее - плены.

Таким образом, появление камневидного излома в улучшаемых сталях с сохранившейся литой структурой (типа 38ХНЗМФА-Ш) не всегда сопровождается снижением вязкости. Это не исключено в отдельных случаях, например, когда зернограницные включения имеют форму плены.

Список литературы:

1. Кутьин А.Б., Садовский В.Д., Гербих Н.М. Особенности образования камневидного излома в стали с низким содержанием серы // *Сталь*. 1988. №7. С.80-83
2. Штремель М.А., Алексеев И.Г., Кудря А.В. Взаимосвязь двух аномалий излома высоколегированной конструкционной стали // *Изв. РАН. Металлы*. 1994. №2
3. Мельник В.Н. Фотограмметрическая обработка снимков, полученных на растровом электронном микроскопе // автореферат диссертации на соискание ученой степени кандидата технических наук, Москва, 1981, 28 с.

ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ ДЕФЕКТОВ ТРАССЫ И ОПОРНО-ПОДВЕСНОЙ СИСТЕМЫ НА ПАРАМЕТРЫ НДС ТРУБОПРОВОДА.

Мамедов Э.Р.

Россия, Исследовательский центр проблем энергетики КазНЦ РАН, McMamed@yandex.ru

EVALUATION OF THE INFLUENCE OF DEFECT IN ROUTE AND SUPPORT-SUSPENSION SYSTEM ON MODE OF DEFORMATION PARAMETERS OF A PIPELINE

Mamedov E.R.

During operation pipeline elements are exposed to constant pressure: from pressure of flowing medium; from weight of pipe metal, reinforcement, heat insulation; from loads. Ability of a pipeline to resist the loads is called pipeline strength which in its turn depends on parts strength from which it consists.

Purpose of this work consists in evaluation of the influence of defect in route and support-suspension system on mode of deformation of a pipeline, as well as influence area of maximal stress and deformation.

Во время работы элементы трубопроводов находятся под постоянной нагрузкой: от давления протекающей среды; от массы металла труб, арматуры, теплоизоляции. Способность трубопровода противостоять перечисленным нагрузкам определяет прочность трубопровода, которая в свою очередь зависит от прочности деталей, из которых он состоит.

Немаловажным фактором также являются условия закрепления трубопровода в пространстве. Основное назначение опор и подвесок (опорно-подвесная система трубопровода) заключается в следующем:

- установки и закрепление трубопроводов в проектное положение;
- сохранения трубопроводов в проектном положении при всех режимах работы трубопровода;

распределения напряжений в элементах трубопроводов в соответствии с расчетом на прочность при всех режимах работы;
 восприятия нагрузок при вибрации трубопровода, от крутящих моментов, возникающих при тепловых расширениях трубопроводов, гидравлических ударов, массы всех элементов трубопровода, тепловой изоляции и среды, а также воды во время гидравлического испытания.

В соответствии с назначением опор и подвесок и параметров среды, протекающей по трубопроводу, рассматривались опоры подвижные и неподвижные, а подвески жесткие и пружинные различных типов и конструкций.

Целью данной работы было оценка влияния дефектов трассы опорно-подвесной системы на напряженно-деформированное состояние трубопровода, а так же определение зоны действия максимальных напряжений и деформаций.

В качестве дефектов трасс рассматривались прогиб, увод линий; дефектов опорно-подвесной системы - разрушение опор и пружин; обрыв подвесок.

На первом этапе работы были разработаны расчетные схемы МКЭ с учетом реальных условий закреплений и трассировки трубопроводов. Было построено шесть расчетных схем для трех условий закреплений трубопровода в идеальном состоянии и с учетом овальности. Трассировка трубопровода представляет собой П-образный компенсатор, который широко применяется на практике для компенсации тепловых расширений в металле (рис. 1). Тарировка полученных результатов была выполнена при помощи программно-прикладного комплекса «СТАРТ», предназначенного для расчета и проектирования трубопроводных систем.

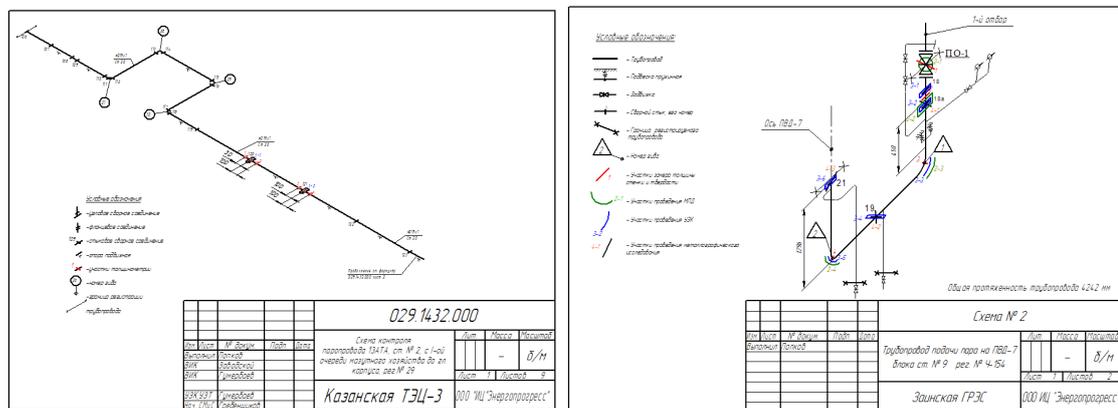


Рис.1

Вторым этапом работы стало создание расчетных схем МКЭ с учетом дефектов трассы и опорно-подвесной системы трубопровода (Рис.2).

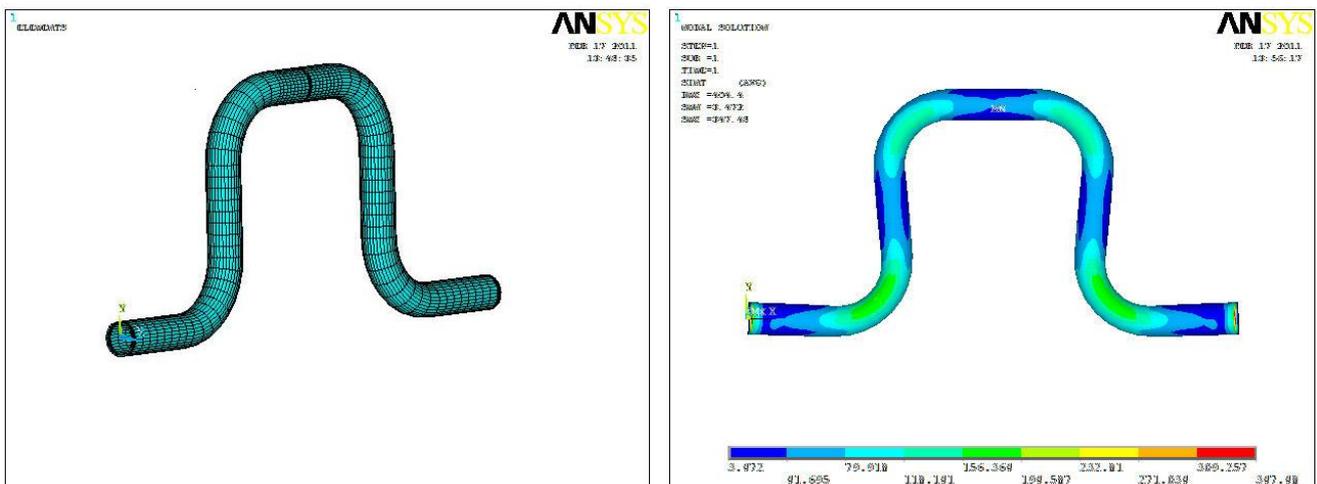


Рис. 2

Отлажена методика задания граничных условий, соответствующих реальным условиям закрепления трубопроводов. Проведен сравнительный анализ результатов расчетов трубопровода в идеальном состоянии и с учетом дефектов трассы и опорно-подвесной системы. Показано, что дефекты оказывают влияние на картину распределения полей параметров НДС, приводят к смещению зоны действия максимальных напряжений и деформаций и увеличению их максимальных значений в 1,2-2 раза. Выявлено что, наиболее опасным видом дефекта является защемление трубопровода, при котором наблюдаются экстремальные значения напряжений и деформаций.

ПРИМЕНЕНИЕ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ДЛЯ ОЦЕНКИ ВЛИЯНИЯ СОСТОЯНИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ НА ЦИКЛИЧЕСКУЮ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ

Милешкин М.Б., Библик И.В.

*Институт проблем машиностроения им. А.Н. Подгорного, Харьков, Украина,
miles@ipmach.kharkov.ua*

APPLICATION OF COMPUTER MODELLING FOR AN ESTIMATION OF SURFACE LAYER CONDITION INFLUENCE ON FATIGUE LIFE

Mileshkin M.B., Biblik I.V.

Within the framework of the special design-experimental method based on computer modelling of mechanical behaviour of materials and design elements, the new approach to an estimation of surface layer condition influence on fatigue life of heat resisting alloys is considered.

Одним из наиболее сложных и опасных видов разрушения элементов конструкций является усталостное разрушение. Проблема количественного моделирования кинетики процесса усталостного разрушения еще далека от своего завершения. Одной из достаточно удачных попыток такого моделирования может служить разработанный в ИПМаш НАН Украины специальный расчетно-экспериментальный метод (РЭМ) [1,2], который позволил решить в рамках общей модели прочностной надежности целый ряд задач, в том числе и некоторые вопросы усталостного разрушения.

В основе РЭМ заложены некоторые положения системной динамики и имитационного компьютерного моделирования. Кроме того, он базируется на экспериментальном определении механических характеристик материала элементов конструкций с учетом режима и условий эксплуатации.

В настоящей работе приведены результаты применения нового энергодеформационного подхода, разработанного в рамках РЭМ, для оценки влияния состояния поверхностного слоя на циклическую долговечность двух жаропрочных сплавов, используемых для изготовления деталей газотурбинных двигателей.

В основе подхода лежит создание модели материала, структурные элементы которой первоначально уже имеют «запас энергии» (уровень состояния системы), который затем расходуется в процессе компьютерного циклического нагружения.

В новом подходе осуществлен переход от двух интегральных механических характеристик материала – предельной деформации и модуля упругости – к функции распределения этих характеристик по структурным элементам. Для исходного материала функции распределения можно получить прямым экспериментальным путем. Однако для материалов элементов конструкций, находящихся в эксплуатации, определение параметров распределений возможно только с учетом как непосредственных измерений, так и результатов лабораторного исследования образцов после различных эксплуатационных воздействий.

Кратко рассмотрим результаты, полученные на основе разработанного подхода, для оценки влияния остаточных напряжений сжатия, глубины наклепа и шероховатости поверхностного слоя на предел выносливости сплавов ВТ20 и ХН70ВМТЮ (ЭИ617).

Для оценки влияния остаточных напряжений сжатия ($\sigma_{пов}$), возникающих в поверхностном слое образцов из сплава ВТ20 после термопластического упрочнения (ТПУ), использовались данные [3]. На рис. 1 показано изменение $\sigma_{пов}$ с максимумом на поверхности в этих образцах. При компьютерном моделировании остаточные напряжения сжатия по глубине поверхностного слоя задавались в соответствии с этой кривой. Размер структурного элемента выбирался равным 25 мкм. Для структурных элементов поверхностного слоя глубиной 200 мкм шаг нагружения ($\Delta\epsilon$) корректировался на величину $\sigma_{пов}$ и составлял $\Delta\epsilon = \frac{\sigma_A - \sigma_{пов}}{E}$ (σ_A – амплитуда цикла; E – модуль упругости).

На рис. 2 проведено сравнение экспериментальных кривых усталости [3] (изображены серым цветом) с кривыми, полученными с помощью компьютерного моделирования (изображены черным цветом). Видно, что зависимости практически совпадают. Предел выносливости на базе $5 \cdot 10^6$ циклов для образцов после ТПУ составляет 425 МПа и на 25 % превышает предел выносливости для неупрочненных образцов.

Оценка влияния глубины наклепа и шероховатости поверхностного слоя на циклическую долговечность проводилась на образцах сплава ЭИ617. На рис. 3, а, б показаны зависимости предела выносливости (σ_{-1}) образцов этого сплава при температуре 800 °С от глубины наклепа, d , и параметра шероховатости, R_a (среднего арифметического отклонения профиля микронеоднородностей поверхности), полученные с помощью РЭМ.

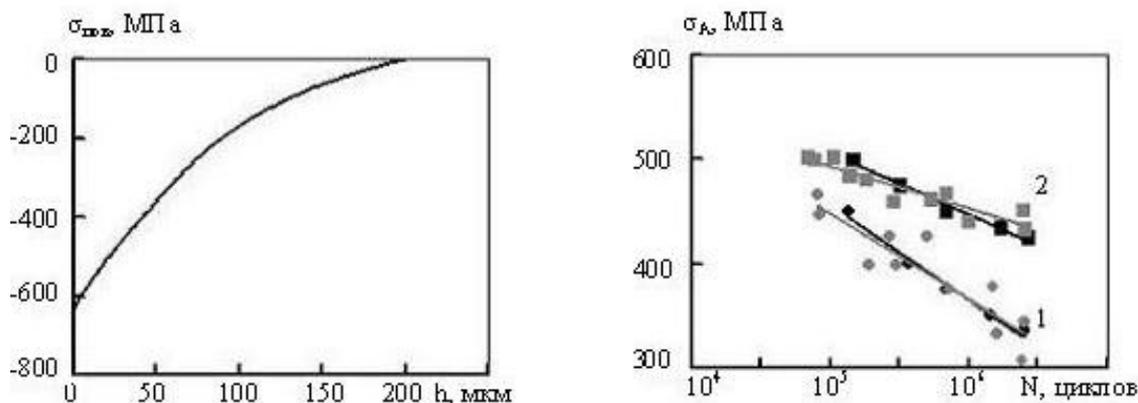


Рис. 1. Изменение остаточных напряжений сжатия в поверхностном слое
Рис. 2. Кривые усталости исходных образцов (1) и образцов после ТПУ (2)

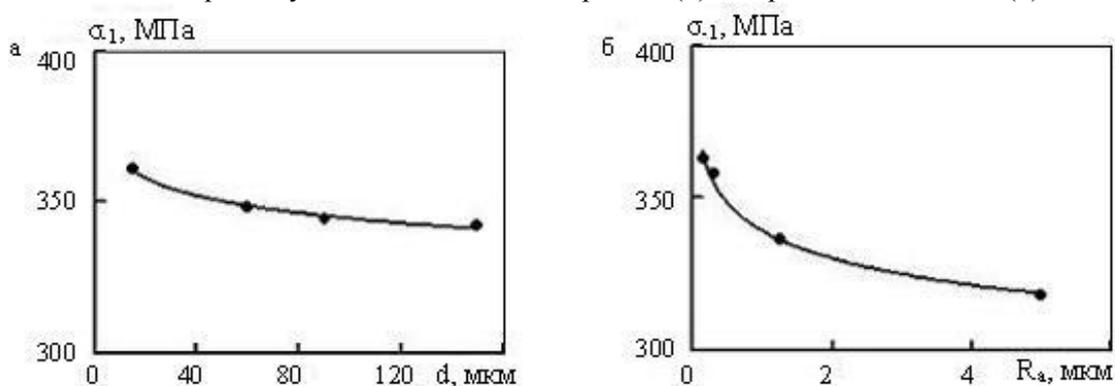


Рис. 3. Влияние глубины наклепа (а) и шероховатости (б) поверхности на предел выносливости сплава ЭИ617

Полученные зависимости предела выносливости от глубины наклепа и параметра шероховатости поверхности описываются уравнениями $\sigma_{-1} = 384,2d - 0,024$ и $\sigma_{-1} = 339Ra - 0,039$

соответственно, а коэффициенты и показатели степени в этих уравнениях показывают хорошее совпадение с экспериментальными данными [4].

В дальнейшем с помощью разработанного подхода предполагается провести комплексную оценку влияния параметров состояния поверхностного слоя на циклическую долговечность и определить возможность оптимального повышения сопротивления усталости.

Литература:

1. Милешкин М.Б. Новый метод исследования особенностей механического поведения материалов и оценки прочностной надежности элементов конструкций / М.Б. Милешкин, И.В. Библик // Надежность и долговечность машин и сооружений. – К., 2006. – Вып. 26. – С. 302-310.

2. Милешкин М.Б. Применение компьютерного моделирования для оценки усталостной повреждаемости жаропрочных сплавов при многофакторном нагружении / М.Б. Милешкин, И.В. Библик // Deformation & Fracture of Materials and Nanomaterials – DFMN 2007: book of articles. – М., 2007. – С. 653-655.

3. Вишняков М.А. Применение термопластического упрочнения для повышения характеристик качества поверхности высоконагруженных деталей / Вишняков М.А., Кравченко Б.А. – Инженерный журнал: справочник. – 2002. – № 12. – С. 15-18.

4. Сулима А.М. Качество поверхностного слоя и усталостная прочность деталей из жаропрочных и титановых сплавов / А.М. Сулима, М.И. Евстигнеев. – М.: Машиностроение, 1974. – 256 с.

ОЦЕНКА ПРОЧНОСТИ И ДОЛГОВЕЧНОСТИ ВЗРЫВНЫХ КАМЕР ПО РЕЗУЛЬТАТАМ ИСПЫТАНИЙ ОБРАЗЦОВ-СВИДЕТЕЛЕЙ, ОТОБРАННЫХ ИЗ ОБОЛОЧКИ КОРПУСА КАМЕРЫ

Николаенко П.А.,¹ Первухин Л.Б.,¹ Казанцев А.Г.,² Чудновский А.Д.²

¹*Россия Учреждение Российской академии наук “Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН” e-mail: nikpavel@mail.ru*

²*Россия ГНЦ РФ ОАО НПО “Центральный научно-исследовательский институт технологии машиностроения”*

ESTIMATION OF STRENGTH AND LONGEVITY OF EXPLOSIVE CAMERAS ACCORDING TO THE RESULTS OF THE TESTS OF MODELS, SELECTED FROM THE SHELL OF CHAMBER CASING

Nikolaenko P.A., Pervukhin L.B., Kazantsev A.G., Chudnovskii A.D.

In this work deals the discussion with the estimation of cyclic strength and longevity of three explosive cameras of different diameter. Estimation was conducted on the basis the results of studies of the models of the material (basic material and the material of the weld), cut out directly from the chamber walls in the process of their manufacture. Thus, are obtained the results of calculating the permissible number of underminings for the different values of the mass of charge taking into account possible defects in the chamber wall, and also the given number of underminings in the absence of defects (at the moment of the initiation of crack), obtained on the basis of calculation for the longevity.

Оценка прочности и долговечности проводилась для взрывных камер (ВК) диаметрами 2 м и 3 м с формой оболочки - цилиндрической с эллиптическими днищами и сферической ВК диаметром 10,5 м. Материал корпусов камер – конструкционная сталь 09Г2С, толщина стенки 32 мм, 36 мм и 20 мм соответственно.

В процессе изготовления из корпусов камеры вырезались образцы-свидетели материала (основного металла и сварных швов зоны люка) для определения основных механических свойств при растяжении, ударной вязкости, статической и динамической вязкости разрушения.

Материал оболочки камеры при внутреннем нагружении испытывает двухосное растяжение. Так как, такой вид нагружения приводит к снижению пластичности материала, были проведены испытания по определению зависимости предельной пластичности стали от объемности напряженного состояния. Использовались цилиндрические образцы с кольцевой выточкой, в вершине которой при растяжении реализуется соответствующее напряженно-деформированное состояние (НДС). Результаты этих испытаний и анализ напряженно-деформированного состояния НДС (с помощью МКЭ) в вершине выточки показали на возможность снижения предельной пластичности стали 09Г2С с повышением показателя объемности почти в два раза.

Для исследования влияния скорости деформирования на предельную пластичность были выполнены испытания на ударный изгиб на инструментированном копре PSW-300 при различной энергии удара (различной скорости маятника) с записью диаграмм разрушения в координатах нагрузка-прогиб. Оценка величины предельной деформации (пластичности), соответствующей образованию трещины, выполнялась на основе конечно-элементного моделирования процесса удара маятника по образцу.

По экспериментальным диаграммам разрушения ударных образцов при различной скорости маятника в момент удара и расчетным зависимостям деформации в вершине надреза от прогиба были установлены значения пластичности ε_f , средней скорости деформации $\dot{\varepsilon}'$ и ударной вязкости.

Из полученных результатов следует, что при скорости деформации $0,88 \cdot 10^3$ 1/сек величина пластичности близка к значениям, установленным при статических испытаниях, т.е. влиянием скорости деформирования на пластичность при взрывном нагружении ВК (когда скорость деформации менее $0,88 \cdot 10^3$ 1/сек) можно пренебречь.

Для определения циклической долговечности взрывных камер применялся подход, изложенный в Нормах расчета ПНАЭГ-7-002-86. В соответствии с ним связь между амплитудой допускаемых напряжений и допускаемым числом циклов нагружения определяется пластичностью и прочностью материала при статическом растяжении. С учетом усталостного повреждения, выражаемого в виде правила линейного суммирования по числу циклов нагружения.

На основе приведенных соотношений определены значения накопленного усталостного повреждения при однократном подрыве, рассчитаны поля повреждений в оболочках камер и допускаемое число подрывов для зарядов различной массы (рисунок 1).

Так как взрывные камеры изготовлены с использованием сварки, в сварных швах возможно наличие трещиноподобных дефектов, не выявленных при УЗК. В связи с этим была выполнена оценка критических напряжений, способных вызвать разрушение оболочек камер при однократном и многократных подрывах.

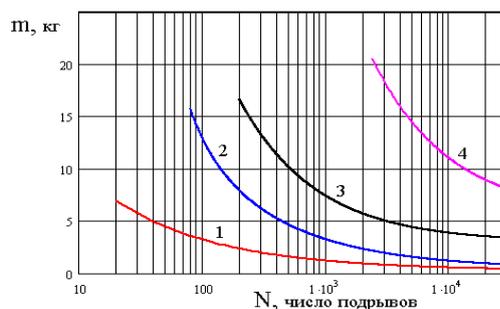


Рисунок 1 – Зависимость допускаемой массы заряда от числа подрывов. 1 – камера Ø 2 м; 2 – камера Ø 3 м без экранов; 3 – то же с экранами; 4 – камера Ø 10,5 м.

Для оценки возможности вязкого разрушения взрывных камер при наличии трещиноподобных дефектов выполнены расчеты критических напряжений σ_c , вызывающих пластическую нестабильность в сечении с трещиной (разрушение перемычки между трещиной и тыльной стороной стенки).

Результаты расчета показали, что уровень действующих напряжений (с учетом перегрузок) исключает возникновение пластической нестабильности ($\sigma_{max} < \sigma_c$). Вязкое разрушение возможно только при подрастании трещины до критической величины a_c , что в принципе не исключено при многократных подрывах.

Для оценки скорости подрастания дефектов во взрывных камерах при многократных подрывах

был выполнен расчет с использованием уравнения Пэрриса: $\frac{da}{dN} = C_0 \cdot [\Delta K]^n$

где: C_0, n - характеристики материала. В приведенной зависимости da/dN изменение размера дефекта за один цикл нагружения, м/цикл; ΔK - размах коэффициента интенсивности напряжений в цикле, определяемый с учетом нерегулярности нагружения. Для стали 09Г2С принято: $C_0 = 1,5 \cdot 10^{-11}$, $n = 3,1$. Интегрирование уравнение Пэрриса по числу циклов позволяет оценить увеличение размеров трещины при многократных подрывах, а также допустимое число подрывов при заданной величине заряда, не вызывающее подрастание дефектов до критических размеров. В качестве критических размеров трещины приняты значения, полученные для подрывов с перегрузками с запасом по глубине трещины $n_c = 2$.

Результаты расчета допустимого числа подрывов $[N]$ приведены в таблице 1 для некоторых значений массы заряда. С учетом возможностей ультразвукового контроля глубина начального дефекта принята на уровне 5% от толщины стенки оболочки. В этой же таблице для сравнения приведены данные по числу подрывов при отсутствии дефектов (по моменту зарождения трещины), полученные на основе расчета на усталость (рисунок 1)

Таблица 1 – Допускаемое число подрывов заряда в камерах различных типоразмеров.

Тип камеры	Ø 2		Ø 3		Ø 10	
	1	2	2,5	5	8	20
Масса заряда						
Допускаемое число подрывов при глубине исходного дефекта $a=0,05\delta$	4140	1420	3400	1400	32800	5300
Допускаемое число подрывов до момента образования трещины	3000	300	2700	650	30000	2500

Проведение испытаний для определения циклической прочности непосредственно из материала оболочек позволило получить результаты расчета долговечности для трех взрывных камер различного типоразмера и выявить необходимость периодического УЗК и определения реальных размеров дефектов в оболочках камер в процессе эксплуатации для обоснования их фактического ресурса.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМОВ РАЗРУШЕНИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ С ИСКУССТВЕННЫМ ДЕФЕКТОМ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

Пенкин А.Г., Терентьев В.Ф., Чернов А.И.

*Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и материаловедения
им. А.А. Байкова, Москва, e – mail: fatig@mail.ru*

RESEARCH OF MECHANISMS OF DESTRUCTION CONSTRUCTIONAL STEELS WITH ARTIFICIAL DEFECT WITH USE OF ACOUSTIC ISSUE

Penkin A.G., Terentjev V.F., Chernov A.I.

Investigated mechanisms of fracture at a static stretching of flat samples constructional steels 09Г2 and the Wheel steel 3, carload carriages used at manufacturing, in a faultless condition and after cultivation of artificial defect as a fatigue crack with use acoustic - issue diagnostic system SDS1008 and fractographs fracture.

Ранее было показано, что методы АЭД могут успешно использоваться для исследования закономерностей деформации и разрушения, а также для оценки степени повреждаемости конструкционных сталей при статическом и циклическом деформировании. В настоящей работе в качестве материала исследования использовались конструкционная сталь 09Г2 [С (< 0,12); Si (0,17 – 0,37); Mn (1,4 – 1,8); Cr (< 0,30); Ni (< 0,30); Cu (< 0,30); вес. %] (ГОСТ 19281 – 89) и Колесная сталь 3

(сталь К3)[C (0,58 - 0,67); Si (0,22 – 0,45); Mn (0,5 – 0,9); V (0,08 – 0,15); S (< 0,020); P (< 0,030); вес. %] (ГОСТ 10791) в состоянии поставки. Эти стали используются при изготовлении вагонной тележки железнодорожного подвижного состава. Структура исследованных сталей представлена на рис. 1, а и б.

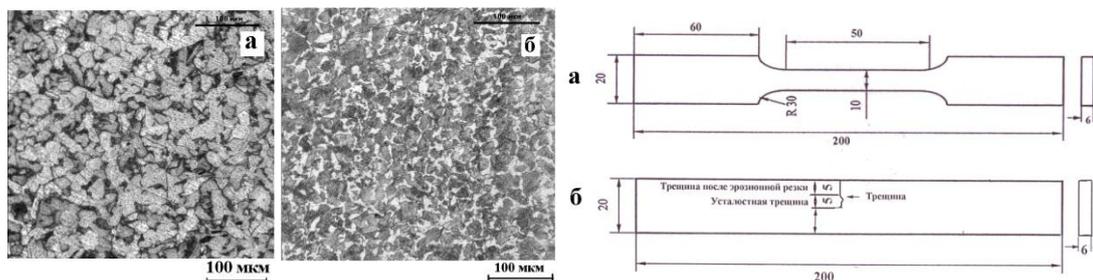


Рис. 1. Микроструктура стали 09Г2 (а) и стали К3 (б) и форма образцов для испытания на статическое растяжение: а – образец без концентратора напряжений; б – образец с заранее выращенной трещиной.

Исследование акустических характеристик в процессе статического растяжения проводилось с использованием акустико – эмиссионной диагностической системы СДС1008. АЭ система СДС1008 включает в себя системный блок и персональный компьютер (PC) с программным обеспечением (ПО «Maestro»), посредством которого осуществляется управление системой, а также регистрация, обработка, анализ и графическое отображение всей поступающей информации об испытуемом объекте. Для исследования механизмов разрушения при статическом растяжении с использованием акустической эмиссии (АЭ) изготавливали плоские образцы без концентратора напряжений (рис. 2, а и образцы с концентратором напряжений в виде трещины (рис. 2, б). Начальный участок трещины создавали электроэрозионной резкой, а конечный – циклическим нагружением на 10 – тонной гидравлической машине Instron 8801 с частотой нагружения 30Гц. Статические испытания на растяжение проводили на 10 – тонной механической машине Instron 3382. В результате проведения статических испытаний на растяжение образцов без концентратора напряжений были получены следующие механические свойства: сталь 09Г2 - $\sigma_B = 465$ МПа, $\sigma_T = 279$ МПа, $\delta = 27$ %; сталь К3- $\sigma_B = 705$ МПа, $\sigma_T = 396$ МПа, $\delta = 21$ %. На рис. 2, для примера, представлены диаграммы статического растяжения гладких и надрезанных образцов из стали 09Г2, совмещенные с характеристиками АЭ.

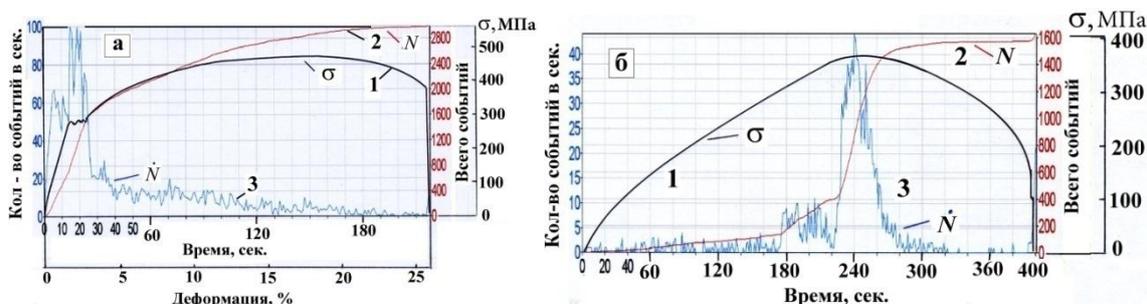


Рис. 2. Диаграммы изменение интенсивности АЭ (количество событий в сек.) и количества АЭ событий (N) совмещённые с диаграммой нагружения при растяжении образца стали 09Г2 без трещины (а) и с заранее выращенной трещиной (б): 1 – напряжение, 2 – суммарное число импульсов АЭ, 3 – интенсивность сигналов АЭ.

На образцах без искусственного дефекта (рис. 2, а) наблюдается обычная картина изменения параметров АЭ, которая характерна для низкоуглеродистых сталей, имеющих площадку текучести. Начиная со стадии микротекучести и на площадке текучести, АЭ характеризуется высокой интенсивностью N , большим количеством АЭ сигналов с преобладанием сигналов АЭ амплитудой 32 – 50 дБ. На стадии деформационного упрочнения и локализации деформации в шейке происходит снижение общего уровня АЭ, но при этом по мере роста степени деформации прослеживается увеличение максимальной амплитуды отдельных сигналов, что связано с началом процесса

зарождения и развития микротрещин. В зоне локализации деформации возникают мощные высокочастотные сигналы АЭ и ускоряется процесс развития микротрещин

Процесс статического деформирования образца стали 09Г2 с надрезом и искусственно выращенной усталостной трещиной можно разделить на три стадии (рис. 2, б): 1 стадия – участок роста усталостной трещины (временной интервал: 0 сек - 3 мин. 00 сек.), который завершается остановкой роста трещины; 2 стадия – это стадия деформационного упрочнения и пластического течения материала в зоне надреза образца после остановки роста усталостной трещины (временной интервал: 3 мин. 00 сек. – 4 мин. 44 сек.); 3 стадия – это стадия формирования магистральной трещины и разрушения образца (временной интервал: 4 мин. 44 сек. – 6 мин. 41 сек.). Акустическая эмиссия на первой стадии (на участке роста усталостной трещины (временной интервал: 0 сек - 3 мин. 00 сек.) обусловлена первоначальным продвижением трещины выращенной в условиях циклического нагружения и характеризуется низкой интенсивностью (регистрируются редко следующие одиночные импульсы АЭ), а кривая накопления сигналов АЭ (N) на этом участке имеет практически постоянный наклон, что отражает равномерное продвижение трещины. Максимальная энергия АЭ импульсов, соответствующих скачкам трещины, достигает 70 дБ. Вторая стадия деформирования образца с надрезом и искусственно выращенной усталостной трещиной характеризуется резким повышением интенсивности АЭ, прохождением пика интенсивности и последующим снижением к концу второй стадии. Эта стадия деформирования и, соответственно, характер акустической эмиссии, во многом аналогична второй стадии деформирования образца без искусственного дефекта. Количество сигналов на этой стадии значительно больше, чем на первой стадии, однако энергия сигналов, в основном, не превышает 34 дБ, при этом средняя амплитуда сигналов постепенно снижается по мере увеличения степени деформации. Третья стадия деформирования образца с надрезом и искусственно выращенной усталостной трещиной аналогична процессам при разрушении образца без искусственного дефекта.

Исследование акустических характеристик стали К3 с большим содержанием углерода показало, что при одинаковой стадийности процессов деформации и разрушения со сталью 09Г2 акустико – эмиссионные характеристики (амплитудные, энергетические и спектральные) этих сталей различаются.

Показано, что комплекс акустико-эмиссионных параметров, таких как амплитудный, энергетический параметр, спектральные характеристики и др., позволяет выявлять трещины зародившиеся в результате воздействия многократных циклических нагрузок, уровень которых значительно ниже предела прочности и контролировать их развитие.

ЦИКЛИЧЕСКАЯ ПОЛЗУЧЕСТЬ И УСТАЛОСТЬ: ОБЩНОСТЬ ЗАКОНОВ РАЗРУШЕНИЯ, ПРИНЦИПИАЛЬНЫЕ РАЗЛИЧИЯ И ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ДОЛГОВЕЧНОСТИ

Петров М.Г.

*Россия, Сибирский научно-исследовательский институт авиации имени С. А. Чаплыгина,
markp@risp.ru*

CYCLIC CREEP AND FATIGUE: GENERALITY OF FAILURE LAWS, FUNDAMENTAL DIFFERENCES AND LIFE PREDICTION

Petrov M.G.

Russia, S. A. Chaplygin Siberian Aeronautical Research Institute

Failure at cyclic creep and fatigue are thermodynamically similar processes but appear in different conditions. Creep is process of volume flow and fatigue is process of local flow. Rheological models that take account of thermally activated processes of deformation and fracture are a method for description of structure of inhomogeneous materials. Differences of loading of material in local volume are setting for temperature-force and temperature-time dependences of longevity. Processes of failure at creep and fatigue are proceeding concurrently but that is determined the longevity which ends firstly.

Прочностные характеристики материала определяются теплофизическими свойствами веществ, из которых изготовлен материал, и его структурой. Поэтому задача прогнозирования долговечности материалов в конструкциях должна решаться с помощью таких моделей материала, которые содержали бы в себе его теплофизические параметры и описывали бы его структурную неоднородность, а также эволюцию этой неоднородности в процессе разрушения.

При ползучести, независимо от характера изменения напряжений во времени, наблюдается зависимость активационного объёма от температуры и времени разрушения при постоянстве начальной энергии активации процесса [1]. Путём вычитания из остаточной деформации образцов деформации ползучести, вычисленной по активационным параметрам общего течения материала, оставшаяся часть накопленной деформации раскладывается на компоненты, связанные с процессами локального течения [2]. Последние, будучи количественно описаны реологическими моделями локального пластического течения [3], воспроизводят процессы неупругого деформирования материалов, которые, в свою очередь, связаны с усталостным разрушением [4]. Значения начальной энергии активации процессов разрушения и деформирования одинаковы и при ползучести, и при усталостном разрушении [1, 2].

Основное отличие усталостного разрушения от разрушения в результате циклической ползучести заключается в реализации жёсткого нагружения в локальном объёме, приводящие к соответствующим температурно-временным зависимостям долговечности. Понимание закономерностей усталостного разрушения возможно лишь при условии сопоставления его результатов в единых единицах – времени. Цикл как единица измерения долговечности не имеет физического обоснования, является величиной неизвестного и непостоянного содержания.

Сопоставим данные испытаний с разной частотой нагружения. При термоциклическом нагружении на частоте 0,002 и 0,004 Гц с максимальной температурой цикла 423 К долговечность практически одинакова, а при её увеличении до 0,008 Гц начинает уменьшаться [5]. Это соответствует некоторым эквивалентным постоянным напряжениям $\sigma_{экв}$, приводящим к той же долговечности. С увеличением частоты до 0,05 Гц (прямая 2 на рисунке 1) по мере роста амплитуды нагружения отклонение от прямой 1, характерной для долговечности образцов при постоянных напряжениях, возрастает. Подобные же отклонения наблюдаются при монотонном нагружении с увеличением его скорости [1, 2]. Во всех упомянутых опытах разрушение происходит в результате общего течения материала – ползучести, когда внутренние напряжения в зонах разрушения пропорциональны внешним или несколько увеличены в результате динамики нагружения.

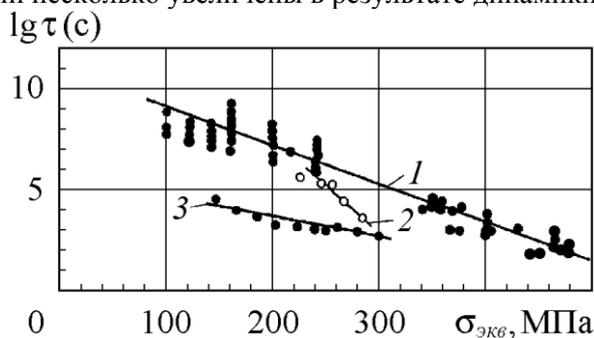


Рисунок 1 – Долговечность гладких образцов из сплава АК4-1 Т1, испытанных при постоянных (1) и циклически изменяющихся с частотой 0,05 (2) и 30 Гц (3) напряжениях (температура 423 К)

При усталостном разрушении (условная прямая 3 на рисунке 1) наблюдается противоположная картина: с ростом амплитуды нагружения отклонения от прямой 1 уменьшаются. Это является следствием того, что на фоне общего течения материала одновременно идёт более быстрый процесс разрушения, вызванный переменными локальными напряжениями большой величины. Измеряемые неупругие деформации материала при малых амплитудах нагружения позволяют оценить уровень этих напряжений [6].

Известно, например, степенное уравнение Мансона-Кохфина, связывающее амплитуду неупругой деформации с числом циклов N до появления трещины [7, 8]. Эта связь определяется температурно-временными условиями жёсткого нагружения материала в локальном объёме и воспроизводится с помощью реологических моделей материала [2–4]. Рисунок 2 показывает расчётное изменение внутренних локальных напряжений в объёме материала за цикл при изменении

частоты на величину Δf или температуры на величину ΔT и соответствующее изменение раскрытия петли неупругости $\Delta \epsilon$, которое связывается с накоплением повреждений [4]. Релаксация напряжений на величину $\Delta \sigma$ определяет величину локальной пластической деформации. Из рисунка понятно, почему изменение частоты и температуры мало изменяет выносливость N .

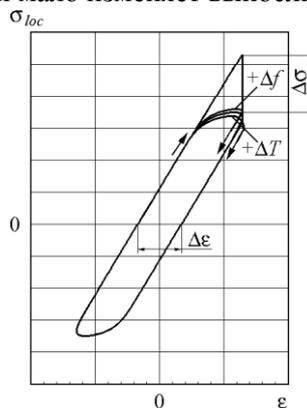


Рисунок 2 – Зависимость локальных напряжений от деформации материала в локальном объёме при гармоническом нагружении

Итак, решение задачи прогнозирования долговечности материалов в конструкциях при циклическом нагружении основывается на описании локальных деформационных процессов, количественно характеризующих структуру материала и её изменение в процессе разрушения. Отражение в реологических моделях термодинамических процессов общего и локального течений материала, происходящих одновременно, позволяет предсказывать характер разрушения, а термоактивационный анализ остаточной долговечности – взаимовлияние повреждений различного происхождения [9].

Литература:

- 1.Петров М. Г., Равикович А. И. О деформировании и разрушении алюминиевых сплавов с позиций кинетической концепции прочности // ПМТФ. 2004. Т. 45, № 1. С. 151-161.
- 2.Петров М. Г. Методы анализа и описания структурной неоднородности материала при деформировании и разрушении металлических сплавов // Динамика сплошной среды: сб. науч. трудов. Новосибирск: Ин-т гидродинамики СО РАН, 2007. – Вып. 125: Механика структурно-неоднородных сред. С. 117-121.
- 3.Петров М. Г. Реологические свойства материалов с позиций физической кинетики // ПМТФ. 1998. Т 39, № 1. С. 119-128.
- 4.Петров М. Г. Моделирование процесса неупругого деформирования материалов и прогнозирование усталостного разрушения // Деформация и разрушение материалов и наноматериалов: сб. материалов Третьей междунар. конф. М.: Интерконтакт Наука, 2009. Т. 2. С. 365-366.
- 5.Petrov M. G. Simulation of random thermal and loading effects that are taken by aircraft structure // Proceedings of XIII International conference on the methods of aerophysical research. Part I. Novosibirsk: Publishing House «Parallel», 2007. P. 165-170.
- 6.Petrov M. G. Some methods of analysis and diagnostics of structure and properties of materials produced under various technological processes // XIV International conference on the methods of aerophysical research: proceed. of the conf., Section V: Methods of aerophysical research in interdisciplinary problems and advanced technologies. Novosibirsk: ITAM, 2008. 1 electron. opt. disc. Paper No 24.
- 7.Manson S. S. Behavior of materials under conditions of thermal stress // NASA Tech. Note 2933. Cleveland: National Advisory Committee for Aeronautics, 1954.
- 8.Coffin L.F. A study of the effects of cyclic thermal stress in a ductile metal // Transactions of the ASME. 1954. V. 16. P. 931-950.
- 9.Петров М. Г., Равикович А. И. Накопление повреждений при пластическом деформировании и ползучести алюминиевых сплавов // ПМТФ. 2006. Т. 47, № 1. С. 172-182.

ОСОБЕННОСТИ РАСЧЕТА НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ МОРСКИХ ТРУБОПРОВОДОВ ПРИ ИХ УКЛАДКЕ

Побережный Л.Я., Пыриг Т.Ю.

Украина, Ивано-Франковский национальный технический университет нефти и газа

FEATURES OF CALCULATING THE STRESS-STRAIN STATE OF OFFSHORE PIPELINES IN THEIR LAYING

Poberezhny L.Ya., Pyrig T.Yu.

Ukraine, Ivano-Frankivsk National Technical University of Oil & Gas

Summary

A comparative analysis of the most common ways laying pipelines on the seabed. The main advantages and disadvantages of each method. Shown that taking into account load and impact load-bearing elements in the process of laying the pipeline will help improve the quality of forecasting resource it safe operation. A critical analysis of mathematical models of stress-strain state (SSS) construction of the pipeline when it is laying on the seabed by S-lay and J-lay methods was performed. Developed and improved mathematical models for determining the parameters of SSS in the pipeline laying.

На сегодняшний день в мировой практике используются два основных метода укладки морских трубопроводов: S-метод и J-метод. Оба способа укладки получили свое название от формы искривленного участка трубопровода между кормой баржи-трубоукладчика и морским дном.

Традиционный способ прокладки морских трубопроводов на относительно небольших глубинах называется S-методом, поскольку профиль трубы от места сварки и станции технического контроля на корме баржи-трубоукладчика и к морскому дну принимает форму вытянутой S-образной кривой. Основными преимуществами этого метода является относительно высокая скорость укладки трубопровода и возможность укладки трубопровода с утяжеленным бетонным покрытием. При этом, с увеличением диаметра трубопровода или глубины моря, увеличивается минимально необходимая длина стингера. На глубоководных участках радиус кривизны трубы становится настолько малым, что необходимая длина стингера становится больше максимально допустимой величины.

Поэтому для прокладки глубоководных трубопроводов все большее распространение получает J-метод, который, как и S-метод, получил свое название от формы искривленного участка трубопровода между кормой баржи-трубоукладчика и морским дном. Основными преимуществами J-метода по сравнению с S-методом является возможность прокладки трубопроводов на значительно больших морских глубинах, ограниченное использование стингера, потребность в котором фактически отпадает, а также отсутствие системы натяжения. К недостаткам этого метода можно отнести возможность прокладки трубопроводов ограниченного диаметра, который составляет не более 810 мм, в 2-3 раза меньшая скорость укладки, а также необходимость установки на больших глубинах ограничителей лавинного смятия, что, в свою очередь, вследствие затрат на их изготовление, поставку и монтаж приводит к росту стоимости строительства трубопровода.

Если S-метод имеет ограничения по глубине сверху, то применение J-метода, напротив, лимитировано минимальной глубиной. Поэтому на практике приходится применять сочетание двух технологий, а именно, вести строительство прибрежных участков с помощью судов, реализующих S-метод, а монтаж более глубоководных участков моря продолжать J-методом.

Возможность применения обоих технологий строительства определяется, прежде всего, напряженно-деформированным состоянием (НДС) конструкции трубопровода на всех стадиях строительно-монтажных работ, от которого зависит величина остаточных деформаций, которые накапливаются в трубопроводе вследствие возникновения в нем изгибных напряжений, превышающих значение предела текучести для данной марки стали. Поэтому нами были предложены уточненные математические модели для расчета НДС для каждого из этих методов.

При решении задач по определению НДС трубопровода при его укладке на дно моря, в отечественной и зарубежной литературе [1] использовалось приближенное дифференциальное уравнение упругой линии балки, которое справедливо только для малых деформаций, т.е. при

небольших глубинах укладки. При больших глубинах укладки на дно моря, когда прогибы становятся большими, такое пренебрежение может привести к значительным погрешностям в расчетах, поэтому возникает необходимость решения и использования точного дифференциального уравнения. Форма кривой, которую получают из этого уравнения, называется эластикой.

Рассмотрим консольную балку АВ трубопровода (рис.1, а), что погружается на морское дно под действием собственного веса q на единицу его длины. Вес единицы длины трубопровода q находили с учетом выталкивающей силы Архимеда. В процессе погружения, свободный торец трубопровода испытывает перемещения в горизонтальной и вертикальной плоскостях δ_G и δ_B соответственно, а его угол поворота достигает значения θ_B . Длина линии изгиба равна начальной длине l незакрепленного конца трубопровода, поскольку изменением его длины по оси, связанным с непосредственным растяжением, пренебрегают.

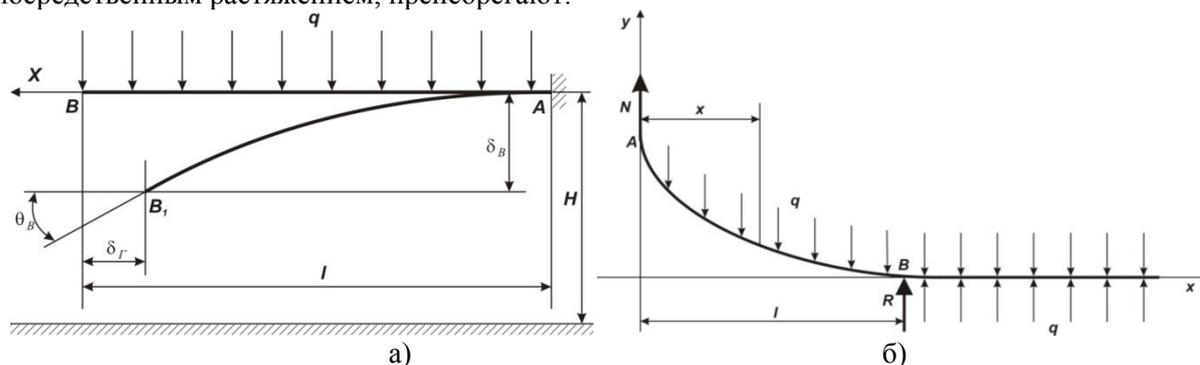


Рис. 1 - Расчетные схемы укладки трубопровода S-методом (а) и J-методом (б)

Поскольку балка статически определена, можно легко найти выражение для изгибающего момента M и подставить его в точное дифференциальное уравнение упругой линии балки. Затем после соответствующих преобразований, включая замену переменных, и учета соответствующих граничных условий, можно получить решение уравнения в эллиптических функциях [2]. Это решение приводит нас к уравнениям, из которых можно найти l , θ_B , δ_G и δ_B .

При глубине моря более 300 м, для укладки трубопроводов свободным погружением широко используется J-метод. Процесс укладки трубопровода с использованием этого метода осуществляется в два этапа. На первом этапе трубопровод опускается вертикально с баржи-трубоукладчика путем наращивания до тех пор, пока его край не коснется морского дна. При этом вертикальный пролет стальной оболочки трубопровода работает на растяжение. На втором этапе происходит изгиб трубопровода и по мере движения баржи-трубоукладчика трубопровод ложится на морское дно.

При определении всех факторов напряженно-деформированного состояния изогнутого участка АВ трубопровода (рис.1, б) нет необходимости рассматривать большие перемещения его упругой оси, поскольку точка А расположена по вертикали от точки В на расстоянии не более 15-50 м в зависимости от значения жесткости поперечного сечения трубопровода при изгибе. Изгиб упругой оси на приподнятом участке АВ длиной l происходит под действием силы N и собственного веса трубопровода q на единицу его длины. Участок трубопровода справа от точки В уже лежит на дне моря. На границе двух участков трубопровода действует реактивное усилие R , значение которого определяется из уравнения равновесия.

Обобщая приведенные данные, можно сделать вывод, что при выборе способа прокладки морских трубопроводов помимо таких факторов, как геометрические размеры трубопровода, глубина его укладки, выбор вида баржи-трубоукладчика и экономического фактора, также необходимо учитывать деформационные эффекты, вызванные изменением напряженно-деформированного состояния при его укладке. Таким образом, особую актуальность приобретают теоретико-экспериментальные исследования влияния способа укладки трубопровода на его проектный ресурс безопасной эксплуатации.

Выводы:

1. Проведен критический анализ математических моделей основных способов укладки трубопроводов на дно моря.

2. Разработаны усовершенствованные математические модели укладки трубопровода на дно моря S- и J-методами с учетом выталкивающей силы Архимеда, которые позволяют более корректно определять параметры его напряженно-деформированного состояния.

Литература:

1. Писаренко Г.С. та ін. Опір матеріалів: Підручник / Г.С. Писаренко, О.Л. Квітка, Е.С. Уманський; За ред. Г.С. Писаренка. – 2-ге вид., допов. і переробл. – К.: Вишшк., 2004. – 655 с.: іл.

2. Тимошенко С.П. Механика материалов / С. П. Тимошенко, Д. М. Гере; [пер. Л. Г. Корнейчука; под ред. Э. И. Григолюка]. – М.: Мир, 1976. – 669 с.

МОДЕЛИРОВАНИЕ НАГРУЖЕННОСТИ МАШИНОСТРОИТЕЛЬНЫХ МЕТАЛЛОКОНСТРУКЦИЙ РАБОЧЕЙ СРЕДОЙ

Попович П.В., Сикорский С.П.

Украина, Тернопольский национальный технический университет имени Ивана Пулюя

PPopovich@ukr.net, S.Sikorskyi@ukr.net

MODELING FABRICATED METALS LOADED WITH OPERATING ENVIRONMENT

Popovich P., Sikorskyi S.

The article describes the interaction of operating environment of high density with fabricated metals in the process of rotation. Mathematical model is designed for improvement, optimization and prediction of operational reliability.

Срок службы сложной машиностроительной конструкции, в целом определяется долговечностью ее движущихся элементов. Вращающиеся элементы металлоконструкций – одни из самых слабых звеньев, особенно, если они работают в условиях агрессивных сред под действием значительных динамических нагрузок. Поэтому для исследования динамических характеристик подвижных элементов, рассматривается процесс взаимодействия вращающихся органов машин с рабочим материалом (средой). Обычно, применяя ряд предположений, пренебрегая инерционными силами и свойствами рабочих материалов, рассматриваются значительно упрощены плоские задачи, решения которых не отражают реальных нагрузок металлоконструкции.

Так, для исследования процесса взаимодействия вращающихся элементов машиностроительных конструкций со средой, наиболее адекватной моделью можно считать несвободное пространственное движение материальной массы, как вместе с элементом, так и по его поверхности с учетом активных и инерционных сил. При формировании математической модели движения нагружающей машиностроительную конструкцию среды в виде твердых частиц, необходимо использовать неинерциальную систему отсчета, которая движется с ускорением и вращается с постоянной угловой скоростью относительно инерциальной. Только таким путем можно получить действительные соотношения, по которым определяются ускорения материальных точек механической системы в той системе отсчета, относительно которой рассматривается движение. Как результат, это позволит найти абсолютную скорость взаимодействия с материальной массой и выходные динамические параметры для исследования влияния возмущающих сил на колебания машины в целом.

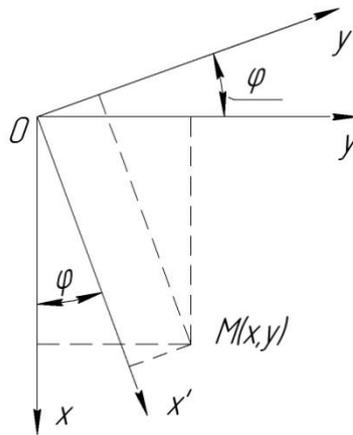


Рис. 1. Схема взаимосвязи при повороте координатных осей

С металлоконструкцией связываем инерционную неподвижную систему координат x, y, z , а с материалом – подвижную неинерциальную x', y', z' . Считаем, что направления осей z и z' обеих систем в начальных моментах времени совпадают и система координат x', y', z' вращается вместе с телом материала вокруг оси z' . Если подвижная система координат поворачивается на некоторый угол φ в направлении действия угловой скорости относительно неподвижной (рис. 1), то существующую связь между этими системами можно выразить формулами преобразования

$$\begin{aligned} x &= x' \cos \varphi - y' \sin \varphi; \\ y &= x' \sin \varphi + y' \cos \varphi; \end{aligned} \quad (1)$$

$$z = z'.$$

В результате преобразований получим

$$\begin{aligned} x' &= x \cos \varphi + y \sin \varphi; \\ y' &= y \cos \varphi - x \sin \varphi; \end{aligned} \quad (2)$$

$$z' = z.$$

Нормальное уравнение плоскости вращающихся элементов машиностроительных конструкций, нормаль к которой образует с осями инерционной неподвижной системы координат x', y', z' углы α, β, γ имеет вид

$$x' \cos \alpha + y' \cos \beta + z' \cos \gamma = P; \quad (3)$$

где P – расстояние от начала координат до точки на плоскости.

Используя формулы (2), при $\varphi = \omega t$, найдем уравнение геометрической нестационарной связи в неподвижной системе координат

$$x(\cos \alpha \cos \omega t - \cos \beta \sin \omega t) + y(\cos \alpha \sin \omega t + \cos \beta \cos \omega t) + z \cos \gamma = P. \quad (4)$$

На том основании, что нормальная реакция связи коллинеарна с вектором нормали к нулевой поверхности уровня, а сила трения прямопропорциональна нормальной реакции и направлена в противоположную относительной скорости сторону, дифференциальное уравнение движения частицы материала плоскостью машиностроительной конструкции запишется в виде

$$m \frac{d^2 r}{dt^2} = m \omega^2 r + 2m \omega V + mg + \lambda \overline{\text{grad} \varphi} - f \left| \lambda \overline{\text{grad} \varphi} \right| \frac{V}{g}. \quad (5)$$

Процесс перемещения материальной массы поверхностью металла в конструкции определяется уравнением с четырьмя пространственно-временными неизвестными координатами. Дифференциальное уравнение движения в проекциях на пространственные оси неподвижной системы координат дает нам систему из трех уравнений второго порядка. Для интегрирования которых выполнив ряд преобразований, используя правило понижения степеней получаем систему из шести дифференциальных уравнений первого порядка, которую можно интегрировать любым из известных численных методов.

Литература:

Бутенин Н.В., Лунц Я.Л. Меркин Д.Р. Курс теоретической механики: Учебник. Т. II.: Динамика / Н.В. Бутенин, Я.Л. Лунц, Д.Р. Меркин. – М.: Наука, 1979. – 544 с.

Кильчевский Н.А. Курс теоретической механики, Т. I Кинематика, статика, динамика точки / Н.А. Кильчевский. – М.: Наука, 1977. – 480 с.

Матвеев А.Н. Механика и теория относительности / А.Н. Матвеев. – М.: ОНИКС 21 век: Мир и Образование, 2003. – 432 с.

Рибак Т.І. Пошукове конструювання на базі оптимізації ресурсу мобільних сільськогосподарських машин / Т.І. Рибак. – Тернопіль: Збруч, 2003. – 332 с.

МОДЕЛИ И МЕТОДЫ ДЛЯ СИСТЕМЫ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ НА ОСНОВЕ ЛАЗЕРНОГО ВОЗБУЖДЕНИЯ ИМПУЛЬСОВ

Резчиков А.Ф.,^{1,2} Рябухо В.П.,^{3,1} Якунин А.Н.^{1,2,3}

¹ РФ, Институт проблем точной механики и управления РАН, anyakunin@mail.ru

² РФ, Саратовский государственный технический университет

³ РФ, Саратовский государственный университет им. Н.Г. Чернышевского

FINITE ELEMENT MODELS FOR SYSTEM OF NONDESTRUCTIVE CONTROL ON THE BASIS OF LASER EXCITATION OF IMPULSES

Rezchikov A.F., Ryabukho V.P., Yakunin A.N.

The block diagram, models and the software for the computerized complex of remote nondestructive control is discussed. It is taken for a basis the integration of finite element model for simulation of elastic-plastic deformations of investigated object during of pulse laser influence and a method of a digital holographic interferometry with multiexposition record of digital holograms (a stream of shots of digital holograms) for registration and control of a distribution of displacement changing in time. Occurrence of structural defects of a surface changes parameters of distribution of microdisplacements and provides their identification. Also application of the described method for the decision of a problem of identification of elastic-plastic material deformations parameters under test cyclic loading of various intensity is described.

Работа посвящена актуальной задаче разработки метода дистанционного зондирования и идентификации микроструктурных дефектов нагруженных элементов оборудования, обеспечивающего возможность неразрушающего дистанционного контроля и мониторинга объектов сложной формы без практического ограничения на размеры и условия эксплуатации. Существует довольно обширный класс объектов, представляющих собой потенциально опасную систему повышенной сложности. Локальность деградиационных процессов приводит к тому, что ресурс таких объектов определяется ресурсом ограниченного числа опасных зон с наибольшими темпами деградиационных процессов. Однако трудности реализации эксплуатационного мониторинга подобных объектов связаны с непрерывностью технологических процессов, сложностью доступа к опасным зонам, неблагоприятными условиями эксплуатации (высокие температуры, давления, агрессивные среды, радиация).

Традиционные методы и средства неразрушающего контроля, которые в своем большинстве являются контактными и должны устанавливаться заранее на этапе строительства объекта, обладают и другими существенными ограничениями. Они не обеспечивают информации, достаточной для надежной оценки состояния материала контролируемых зон в процессе накопления микрповреждений, которые предшествуют стадии развития макроскопических дефектов и определяют значительную долю долговечности. Развитые методы акустической эмиссии, включая лазерную оптоакустику, свидетельствуют о широких перспективах их использования при создании новых систем диагностики дефектов материалов. Но следует отметить, что даже в случае лазерного возбуждения сигнала в подавляющем большинстве известных методов регистрация акустического

отклика осуществляется с поверхности исследуемого объекта контактными датчиками, то есть не обеспечивается бесконтактного дистанционного контроля и мобильности системы.

Обсуждается структурная схема, модельное и программное обеспечение для компьютеризированного комплекса дистанционного неразрушающего контроля. Приведены результаты построения и развития моделей облучения поверхности непрозрачного твердого объекта лазерным пучком, поглощения лазерного излучения поверхностью зондируемого объекта, нестационарного температурного поля объекта с поверхностным источником тепла, возбуждения вследствие температурного поля напряженно-деформированного состояния объекта, регистрации параметров поля смещений, обработки и расшифровки результатов измерений. Данные модели предназначены для описания физических процессов как в бездефектном объекте, так и в объекте с дефектами. Используется метод адаптивных конечных элементов, который эффективен при решении задач с существенными неоднородностями, обеспечивает адаптацию дискретной конечно-элементной модели к искомому решению, одновременно минимизируя уровень погрешности при ограничениях на запрос вычислительных ресурсов. Повышение точности решения прямой задачи способствует эффективному решению некорректной задачи идентификации типа и параметров микроструктурных дефектов.

Для регистрации и контроля изменяющегося во времени поля перемещений $g(\vec{r}, t)$ используется метод цифровой голографической интерферометрии с многоэкспозиционной записью цифровых голограмм (с записью потока кадров цифровых голограмм). Численная компьютерная обработка цифровых голограмм позволяет восстанавливать поля комплексных амплитуд оптического изображения поверхности исследуемого объекта и, соответственно, определять фазовые изменения этого поля, возникающие вследствие микроперемещений точек поверхности объекта.

Получены оценки параметров динамического поля микроперемещений $g(\vec{r}, t)$, которое можно контролировать методом цифровой голографической интерферометрии. Так, максимальная скорость нормального к поверхности перемещения $v_{\max} = |\partial g(\vec{r}, t) / \partial t|_{\max}$ определяется соотношением $|\partial g(\vec{r}, t) / \partial t|_{\max} \leq \lambda / 20\tau$, где λ - длина волны лазерного излучения, τ - время экспозиции.

В этом методе реализуется запись цифровой голограммы с помощью матричного фотоприемника - ПЗС- или КМОП-камеры. Численная компьютерная обработка цифровых голограмм позволяет восстанавливать поля комплексных амплитуд оптического изображения поверхности исследуемого объекта и, соответственно, определять фазовые изменения этого поля, возникающие вследствие микроперемещений точек поверхности объекта.

Высокое быстродействие современных цифровых матричных фотоприемников обеспечивает возможность записи цифровых голограмм с относительно малым временем экспозиции τ и высокой частотой кадров f . Относительно высокая пространственная частота f_d расположения пиксельных элементов матрицы обеспечивает возможность контроля деформаций поверхности с достаточно высоким градиентом изменения величины микроперемещения $\partial g(\vec{r}, t) / \partial x$. Это, в свою очередь, обеспечивает возможность контроля быстропротекающих деформационных процессов, в том числе и теплового происхождения.

Оценки параметров динамического поля микроперемещений $g(\vec{r}, t)$, которое можно контролировать методом цифровой голографической интерферометрии дают следующее. Максимальная скорость нормального к поверхности перемещения $v_{\max} = |\partial g(\vec{r}, t) / \partial t|_{\max}$ определяется соотношением $|\partial g(\vec{r}, t) / \partial t|_{\max} \leq \lambda / 20\tau$, где λ - длина волны лазерного излучения. При превышении этой скорости микроперемещений оказывается невозможной запись цифровой голограммы и, соответственно, реализация метода голографической интерферометрии.

Максимальная величина градиента микроперемещений $u_{\max} = |\partial g(\vec{r}) / \partial x|_{\max}$ ограничивается пространственной частотой расположения пикселей матрицы f_d : $|\partial g(\vec{r}) / \partial x|_{\max} \leq \beta 0,1\lambda f_d$, где β - оптический коэффициент увеличения (уменьшения), реализуемый при голографической записи изображения поверхности. При превышении градиента

микросмещений u этой максимальной величины u_{\max} интерференционные полосы на изображении поверхности объекта будут не разрешимы и, следовательно, становится невозможным определение поля перемещений $g(\vec{r})$. Максимальная скорость изменения градиента микросмещений $|\partial u / \partial t|_{\max}$ определяется соотношением $|\partial u / \partial t|_{\max} \leq \beta 0,1 \lambda f_d f$. При превышении этой величины интерференционные полосы на изображении-интерферограмме поверхности объекта, формируемом на основе двух следующих друг за другом кадров, оказываются не разрешимыми и, как следствие, оказывается не возможным определение поля перемещений $g(\vec{r})$.

Предлагается в качестве источника микроперемещений использовать импульсы лазерного излучения. Возникновение структурных дефектов поверхности изменяет параметры распределения $g(\vec{r}, t)$ и обеспечивает их идентификацию. Другим актуальным применением разработанного подхода является решение задачи идентификации параметров упругопластического деформирования материала путем периодического высокочастотного локального нагружения различной интенсивности в процессе испытаний на многоцикловую долговечность.

ОЦЕНКА ВРЕМЕНИ ДО УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ БОРТОВОЙ РЭА ПРИ ДИНАМИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

Рощин К.В.

Кубанский государственный университет, Россия, г. Краснодар kostik777@mail.ru

TIME ESTIMATION BEFORE FATIGUE FAILURE OF CONSTRUCTIONS OF ONBOARD RADIO-ELECTRONIC EQUIPMENT AT DYNAMIC EFFECTS

Roschin K.V.

Kuban state university, Russian Federation, Krasnodar

Requirements to a method of a time estimation before the fatigue failure of radioelements (RE) outputs are formulated at vibration effects. The hierarchical approach is put in a basis of a method of time estimation before fatigue failure of RE outputs. A construction of the block is subdivided on the structural levels of breaking up into smaller units. Thus for each level the mathematical models are used. Designed models of the block cassette and floor types allow to receive parameters of vibration effects on printed nodes and RE, installed on blocks walls, not conducting their full analysis.

Сформулированы требования к методу оценки времени до усталостного разрушения выводов радиоэлементов (РЭ) при вибрационных воздействиях. В основу метода оценки времени до усталостного разрушения выводов РЭ положен иерархический подход. Конструкция блока подразделяется на конструктивные уровни разукрупнения. При этом для каждого уровня используются свои математические модели. Разработанные модели блока кассетного и этажерочного типов позволяют получить параметры вибрационных воздействий на печатные узлы и РЭ, установленные на стенках блоков, не проводя полного их анализа.

Исследования конструкций блоков кассетного типа (БКТ) и блоков этажерочного типа (БЭТ) бортовой радиоэлектронной аппаратуры (РЭА), проведенные автором, позволяют сформулировать требования к методу оценки времени до усталостного разрушения выводов радиоэлементов (РЭ) при вибрационных воздействиях.

Применение разрабатываемого метода в качестве математического обеспечения автоматизированного проектирования БКТ и БЭТ должно позволять:

– проводить на ранних этапах проектирования (без изготовления макетов и опытных образцов) иерархический анализ динамики конструкций БКТ и БЭТ с учетом влияния температуры с целью определения механических режимов РЭ и их выводов;

– определять пути наиболее рационального изменения конструкции БКТ и БЭТ с целью обеспечения требований технических заданий по вибрационным воздействиям, а также требований технических условий на РЭ на основе функций параметрической чувствительности механических характеристик БКТ и БЭТ.

Вибрационные воздействия задаются для верхнего уровня иерархии аппаратуры – блока. Поскольку стоит задача проанализировать отдельный РЭ, то нужно получить коэффициенты передачи вибрационных воздействий от мест крепления блока к местам крепления печатных узлов (ПУ), а от них – к местам крепления РЭ.

В основу метода оценки времени до усталостного разрушения выводов РЭ положен иерархический подход. Конструкция блока подразделяется на конструктивные уровни разукрупнения. При этом для каждого уровня используются свои математические модели. Структурная схема разработанного метода приведена на рис. 1.

На рис. 1 приняты следующие обозначения: $a_{\bar{a}\bar{a}}$ – амплитуда входного ускорения в заданном диапазоне частот; $\dot{a}_{y\bar{e}}, \dot{a}_{ny}, \dot{a}_{\delta y}$ – амплитуды виброускорений в точках крепления этажерочной конструкции (ЭК), ПУ и РЭ; $z_{\delta y}$ – виброперемещение в точке крепления вывода РЭ; $\theta_{\delta y}$ – угол изгиба печатной платы (стенки блока) в точке крепления вывода РЭ; T – температура участков печатной платы; $\bar{q}_{a\bar{e}}, \bar{q}_{y\bar{e}}, \bar{q}_{ny}, \bar{q}_{\delta y}$ – геометрические и физико-механические параметры материалов стенок корпуса БКТ (БЭТ), шпилек, печатных плат, РЭ соответственно; t_p – время до усталостного разрушения выводов РЭ.

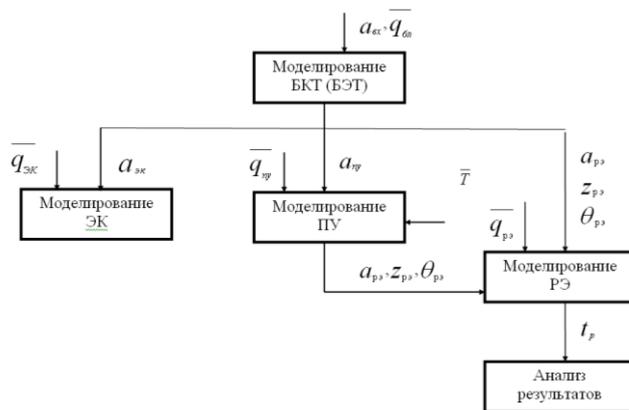


Рисунок 1. Структурная схема метода оценки времени до усталостного разрушения выводов РЭ при вибрационных воздействиях

Вибрационные воздействия, поступающие на опоры блока, при гармонической вибрации задаются в виде графика виброускорения в зависимости от частоты в определенном частотном диапазоне. При случайной вибрации задается график спектральной плотности ускорения в зависимости от частоты в определенном частотном диапазоне. Так как моделирование проводится для гармонической вибрации, то необходим переход от гармонической вибрации к случайной. Необходим также переход от случайной вибрации к гармонической при задании входных воздействий.

Для анализа верхнего уровня иерархии используется математическая модель, разработанная автором и представленная на рис. 2. Данная задача упрощается или усложняется в зависимости от рассматриваемых направлений воздействий и количества анализируемых граней блока. В этом состоит преимущество разработанной модели блока перед существующими аналогичными моделями. При этом БЭТ моделируется совместно с ЭК при колебаниях в направлении, перпендикулярном плоскости ПУ в ЭК (по оси Z). При колебаниях БЭТ в направлениях, параллельных плоскостям ПУ в ЭК (по осям X и Y), моделирование ЭК проводится отдельно. Учитывая большую жесткость основания БЭТ при колебаниях по осям X и Y, а также результаты экспериментальных исследований,

можно считать, что виброускорения к местам крепления ЭК по осям X и Y передаются от мест крепления блока без изменения.

Виброускорения в местах крепления РЭ на корпусе блока и ПУ получаются в результате расчета корпуса блока. Каждой опоре соответствует своя амплитудно-частотная характеристика (АЧХ).

Для анализа воздействий по осям X и Y на систему ПУ, составляющих этажерочную конструкцию, используется модель, разработанная автором и представленная на рис. 3. Расчет ЭК сводится к анализу модели, состоящей из сосредоточенных масс (ПУ), соединенных друг с другом механическими связями с упругими и демпфирующими сосредоточенными параметрами (шпильки).

Для анализа ПУ при воздействии по оси Z (в поперечном направлении) используется метод конечных разностей. Для анализа РЭ, как установленных на печатной плате, так и на корпусе блока, используются модели, также разработанные автором. Расчет РЭ сводится к анализу расчетной схемы, состоящей из сосредоточенной массы (корпус РЭ), соединенной с источником воздействия вибрации рамной конструкцией (выводы). Для полного анализа – по трем осям координат – можно рассмотреть расчетную схему три раза: по оси X, по оси Y и по оси Z. В результате расчетов определяются механические напряжения в точках пайки выводов к плате, изгиба выводов, соединения выводов с корпусом РЭ. Для анализа мгновенной прочности выводов РЭ по результатам расчета механических напряжений используются гипотезы прочности.

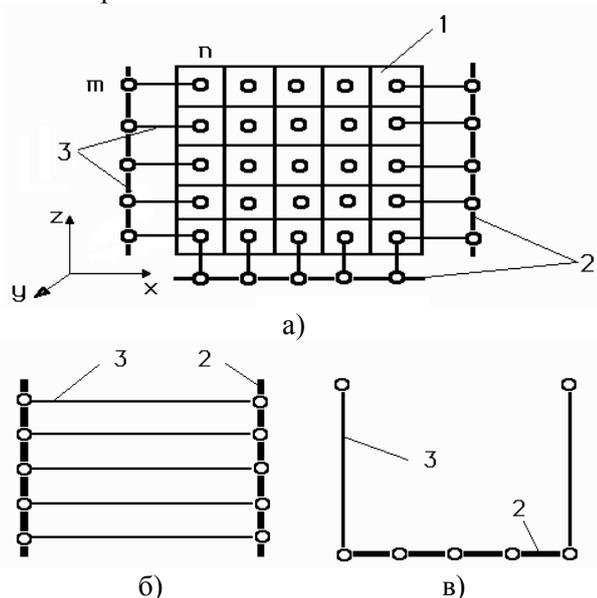


Рисунок. 2. Расчетная макромодель каркаса БКТ с ПУ: а – при колебаниях по оси Y; б – при колебаниях по оси X; в – при колебаниях по оси Z; 1 – ПУ; 2 – стержни каркаса; 3 – жесткие связи

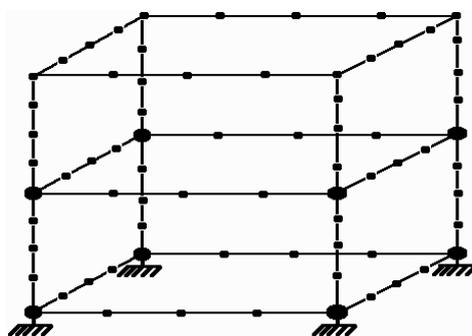


Рисунок. 3. Расчетная макромодель конструкции стойки

Для пластичных материалов, каковыми являются материалы выводов РЭ, при трехосном напряженном состоянии используют энергетическую гипотезу формоизменения (называемую также четвертой гипотезой прочности или гипотезой Губера-Мизеса), которая имеет вид:

$$\sigma_{red} = \sqrt{\sigma_1^2 + \sigma_2^2 + \sigma_3^2 - \sigma_1\sigma_2 - \sigma_2\sigma_3 - \sigma_3\sigma_1} \leq \sigma_{adm},$$

где $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ – одноосные напряжения (вдоль осей X, Y, Z); σ_{red} – эквивалентное напряжение; σ_{adm} – предельное значение напряжения при одноосном напряженном состоянии.

Анализ времени до усталостного разрушения выводов РЭ также рассматривался автором.

После получения виброускорений РЭ по всем трем осям значение модуля результирующего пространственного виброускорения определится из выражения

$$a_{\Sigma} = \sqrt{a_x^2 + a_y^2 + a_z^2},$$

где a_x, a_y, a_z – значения ускорений РЭ по осям X, Y, Z соответственно.

Схема, представленная на рис. 1, относится в полной мере для анализа конструкций БКТ и БЭТ на гармоническую вибрацию. Для анализа на случайную вибрацию необходим переход от гармонической вибрации к случайной и наоборот.

РЕСУРС, ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА И СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ КРУПНОГАБАРИТНЫХ МЕТАЛЛОКОНСТРУКЦИЙ, ФОРМИРУЕМЫХ С УПРАВЛЕНИЕМ МИКРОМЕТАЛЛУРГИЧЕСКИМИ ПРОЦЕССАМИ

Сараев Ю.Н., Безбородов В.П., Демьянченко А.А., Чинахов Д.А.

Россия, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, E-mail: litsin@ispms.tsc.ru

The questions related to micro metallurgical processes control at adaptive pulse-arc welding of alloyed steels are considered in this paper, these questions are decisive for definition of resource, functional properties and structure formation of large metalware welds. It is shown at permanent joint formation by welding and pad weld methods there are areas with strongly marked structure inhomogeneity, its nature is determined by power parameters of a mode. The approaches allowing through the micro metallurgical processes control in the permanent joint zone to provide complex increase of their functional characteristics are experimentally substantiated.

Key words: Welding, pad weld, alloyed steels, adaptive, pulse-arc, formation, properties, and microstructure.

В работе рассматриваются вопросы, связанные с управлением микрометаллургическими процессами при адаптивной импульсно-дуговой сварке легированных сталей, которые имеют решающее значение при определении ресурса, функциональных свойств и структурообразовании сварных соединений крупногабаритных металлоконструкций. Показано, что при формировании неразъемных соединений методами сварки и наплавки появляются области с ярко выраженными структурными неоднородностями, характер которых определяется энергетическими параметрами режима. Экспериментально обоснованы подходы, позволяющие через управление микрометаллургическими процессами в зоне неразъемного соединения обеспечить комплексное повышение их функциональных характеристик.

Ключевые слова: Сварка, наплавка, легированные стали, адаптивный, импульсно-дуговой, формирование, свойства, микроструктура.

АНАЛИЗ ОБОЛОЧЕЧНЫХ КОНСТРУКЦИЙ ТЕПЛОЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ ДЛЯ ЭКСПЕРТИЗЫ ОПАСНОСТИ РАЗРУШЕНИЙ И АВАРИЙНЫХ СИТУАЦИЙ*

Сигова Е.М.

*Россия, Красноярск, Учреждение Российской академии наук Специальное конструкторско-технологическое бюро «Наука» Красноярского научного центра Сибирского отделения РАН
e.sigova@gmail.com*

ESTIMATION OF POWER EQUIPMENT SHELL STRUCTURES FOR EXPERTISE OF RISK DESTRUCTION AND EMERGENCIES

Sigova E.M.

Some features of shell elements configuration as a part of heat and power equipment which introduce uncertainty in the stress-strain state of the whole structure in terms of analytical calculations are illustrated. The organization of researches necessity of risk destruction for such equipment under operating conditions is shown.

Характерной особенностью эксплуатации теплоэнергетического оборудования являются высокие рабочие температуры и давления, что в случае аварийных ситуаций и разрушений приводит к значительной тяжести последствий и экономического ущерба. Расчет на прочность целого ряда элементов оболочечного типа, из которых в подавляющем большинстве состоит теплоэнергетическое оборудование и соединяющие его трубопроводы, регламентирован перечнем нормативных документов серии ГОСТ Р 52857 и др. В них рассматривается расчет таких элементов оборудования, как цилиндрические обечайки, трубы (прямые, колена и змеевики), конические переходы, выпуклые днища и крышки (эллиптические, полусферические, торосферические), плоские днища и крышки (круглые, овальные, прямоугольные), элементы с одним и несколькими укрепленными и неукрепленными отверстиями, штуцеры, в том числе и наклонные, тройники, развилки. Также регламентированы расчеты на прочность обечаек и днищ при внешних статических воздействиях на штуцер и от воздействия опорных нагрузок.

Однако, при всём многообразии расчетных схем оболочечных элементов, содержащихся в ГОСТах и отраслевых стандартах, не для всех элементов теплоэнергетического оборудования удается подобрать расчетную схему, адекватно описывающую реальную конструкцию. Кроме того, во многих конструкциях взаимное влияние отдельных элементов оказывается настолько тесным, что его учет с помощью классических аналитических моделей становится затруднительным, а порой и вовсе невозможным. В качестве примера можно привести следующие конструктивные особенности оболочечных элементов, входящих в состав теплоэнергетического оборудования (рис. 1).

На рис. 1 а представлена цилиндрическая обечайка со значительным количеством трубопроводов разных диаметров и конфигураций, расположенных под разными углами к стенке сосуда. Задача расчета напряжений в местах пересечения штуцеров с корпусом сосуда сама по себе является достаточно сложной (ГОСТ Р 52857.9-2007), а при таком их взаимном расположении учет всех нагрузок, действующих на обечайку, становится особенно затруднительным.

Представленную на рис. 1 б конструкцию некорректно было бы рассматривать как два отдельных горизонтальных сосуда с выходящими из них трубопроводами, поскольку эти сосуды не только в нижней части соединены между собой системой коротких криволинейных трубопроводов с общей поперечной центральной камерой, но также скреплены в центральной части перемычкой, которая вносит свой вклад в напряженно-деформированное состояние всей конструкции. Посредством этой перемычки, являющейся податливой опорой, сосуды могут оказывать взаимное влияние, учет которого не регламентирован в соответствующих ГОСТ или РД. При этом опоры крепления данной конструкции (рис. 1 в) не соответствуют ни одному конструктивному решению опор, предложенному в указанных нормативных документах. Это решение было принято на этапе монтажа из соображений ограниченности поверхности, на которую монтировалось данное оборудование. При этом конфигурация опор за счет несоответствия составных элементов вызывает

изгибные напряжения в обечайке сосуда, которых в данной конструкции при классическом расположении опор возникать не должно.

Оболочечная конструкция на рис. 1 г представляет собой комбинацию простых элементов, расчет каждого из которых нашел отражение в нормативной документации. Однако, глядя на их взаимную компоновку, возникает вопрос о том, позволят ли расчеты отдельных элементов получить полное, адекватное представление о работе всей конструкции в целом и характере распределения напряжений и деформаций с учетом влияния жесткости трубопроводов и подкрепляющих ребер.

Часть конструкции оборудования, изображенная на рис. 1 д, фактически является сочленением нескольких оболочек различной конфигурации, соизмеримых по размерам. При этом места стыка оказываются в непосредственной близости друг от друга, что вносит неопределенность в степень из взаимного влияния.

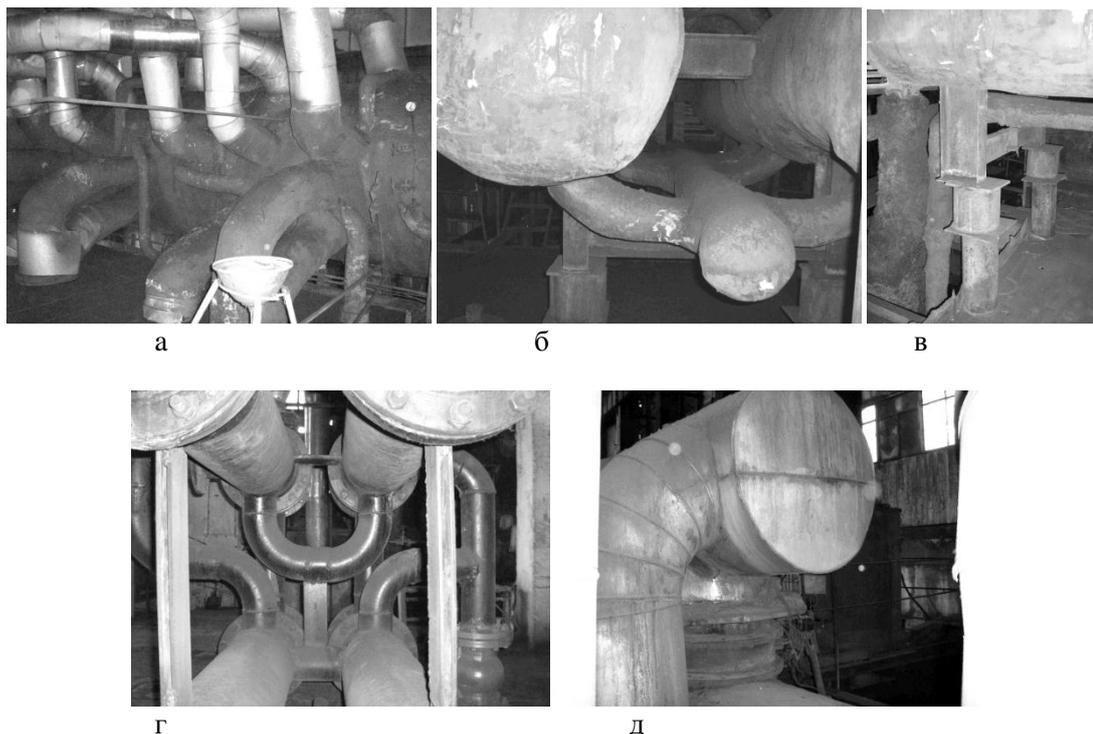


Рисунок 1 – конструктивные особенности оболочечных элементов, входящих в состав теплоэнергетического оборудования

Таким образом, на примере реальных конструктивных решений оболочечных элементов находящегося в эксплуатации теплоэнергетического оборудования проиллюстрированы некоторые особенности его компоновки, которые вносят свой вклад в неопределенность напряженно-деформированного состояния всей конструкции с точки зрения аналитических расчетов. Эта неопределенность порождается системными эффектами взаимодействия полей деформаций и напряжений элементов конструкций, которая в настоящее время не может быть учтена на базе классических аналитических моделей и методов механики деформируемого твердого тела. В силу того, что указанное оборудование относится к классу повышенной опасности, необходима организация исследований опасности его разрушения в условиях эксплуатации. Особую важность эта задача имеет для оборудования, спроектированного и изготовленного несколько десятилетий назад в силу как указанной неопределенности, так и накопления рассеянных повреждений и старения материала несущих элементов конструкций.

Указанные исследования выполняются в следующих направлениях:

1) детальный анализ таких конструкций с помощью численных методов исследования напряженно-деформированного состояния с целью выявления наиболее нагруженных зон, которые являются потенциально опасными по разрушению конструктивными решениями, и возможных предельных состояний;

2) при проведении экспертизы безопасности введение в расчетные схемы этих зон дефектов сплошности и оценка количественных значений критериев разрушения для установленных возможных предельных состояний;

3) моделирование физико-механических процессов разрушения, инициируемых дефектами сплошности.

В конечном итоге определяется время прорастания дефекта сквозь всю толщину стенки элемента конструкции. Для элементов оболочечных конструкций, работающих в условиях внутреннего избыточного давления, наработка до возникновения сквозного дефекта является численной оценкой живучести оборудования.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант 11-08-00945а)

ИЗМЕРЕНИЕ СТРУКТУР И ИЗЛОМОВ В ТРУБНЫХ СТАЛЯХ ДЛЯ ВЫЯВЛЕНИЯ ПРИЧИН РАЗБРОСА ВЯЗКОСТИ

Скородумов С.В., Соколовская Э.А., Папина К.Б., Тепина Е.А., Кудря А.В., Штремель М.А.

Россия, НИТУ «МИСиС», avkudrya@inbox.ru

MEASUREMENT OF THE STRUCTURES AND FRACTURE SURFACES OF PIPELINE STEELS FOR THE REVELATION OF DUCTILITY DISPERSION REASONS

Skorodumov S.V., Sokolovskaya E.A., Papina K.B., Tepina E.A., Kudrya A.V., Shtremel M.A.

The computerized procedures of combined measurement of different structures and fracture process of pipeline steels have been tested for the assessment of the reason of their ductility irregularity.

Более глубокое понимание механизма влияния развитой неоднородности разномасштабных структур (неизбежных для любой промышленной технологии получения металлопродукции в целом) в появлении разброса пластичности и вязкости трубного металла, в частности – необходимое условие для получения высококачественного штрипса.

Для количественного анализа морфологии структур, выявления текстур, оценки географии размещения неметаллических включений требуется их измерение в масштабе образца (по толщине листа). С этой целью был использован метод «сшивки полей» из множества кадров (до 103 снимков). Именно так, последовательным переходом от масштаба микроструктур при увеличениях до $\times 1000$ (в пределах отдельно взятого кадра) к объединённой макропанораме (лист толщиной до 30 мм) были сопоставлены различия в полосчатости структур: ферритной, зеренной, сульфидной и др. в сталях категории K52, K60 и K65. Макроструктуру оценивали после глубокого травления в 50 % горячем р-ре соляной кислоты, размещение сульфидов – по серному отпечатку (по Бауману).

Оказалось, что даже при малой загрязненности стали по сере (0,001...0,003 % масс.), существует риск, и не малый, получить вытянутые вдоль направления прокатки цепочки неметаллических включений длиной до 8 мм, наблюдались признаки осевой ликвации в макроструктуре. Микроструктура также была преимущественно неравномерно распределена по толщине листа, например, различие объемной доли феррита могло достигать двукратного, а между номинально однотипными технологиями - до 25 раз. Отдельные элементы микроструктуры нередко были объединены в мезофрагменты с близкой кристаллографической ориентировкой - по результатам измерения методом дифракции отраженных электронов с использованием растрового электронного микроскопа Quanta 600 FEG с полевой эмиссией и приставкой EBSD.

Такая неоднородность структур нашла свое отражение в строении изломов образцов для испытаний на удар и падающим грузом – появление расслоений разнообразной природы (в трубных сталях различной категории прочности). В этой связи были сопоставлены результаты прямых измерений разномасштабных структур и неоднородности строения изломов.

Для обнаружения природы локальных аномалий разрушения (расслоя) остаются весьма полезными и измерения разрушения с привязкой к структуре, в частности, вырезка фрагмента излома

с расслоем и последующий его долом для фрактографического анализа в сканирующем электронном микроскопе. Такой прием, в частности, позволил показать, что фасетки квазискола в расслоении имеют определенную ориентацию по отношению к направлению прокатки и месту остановки трещины в расслоение. Установлено, что в их формировании участвует полосчатая структура различной природы, а не строчки неметаллических включений или фрагменты зернограницного разрушения [1]. Это указывает на решающую роль продольных границ раздела между структурными составляющими (полоски феррита, «текстурные полосы» в сталях с повышенной чистотой по сере и фосфору) в развитии преждевременного разрушения.

Таким образом, совместное измерение разнородных структур и разрушения в трубной стали позволяет оценить природу неоднородности вязкости металла, что составляет основу для разработки объективных принципов управления его качеством.

Список использованных источников:

1. Штремель М.А., Арабей А.Б., Пышминцев И.Ю. и др. О структурных причинах шиферности вязких изломов толстолистовой стали // Изв. Вуз. Черн. мет. 2009. №9. С.9 –15.

СТРУКТУРНО-ФЕНОМЕНОЛОГИЧЕСКИЕ КРИТЕРИИ РАЗРУШЕНИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ КАК ОСНОВА ФОРМИРОВАНИЯ ПРОЧНОСТНОЙ НАДЕЖНОСТИ ВЫСОКОНАГРУЖАЕМЫХ ДЕТАЛЕЙ

Ульянов Э.И., Иванов К.М., Усманов Д.В.

Россия, БГТУ «Военмех», bgtu_e4@mail.ru

**BASED ON THE METHOD OF MICROSTRUCTURAL MEASUREMENTS AND THE
PROVISIONS OF PHYSICAL MESOMECHANICS MATERIALS DEVELOPED STRUCTURALLY
PHENOMENOLOGICAL FRACTURE CRITERIA AND CLARIFIED THE DEPENDENCE «I-εI».**

Ulyanov E.I., Ivanov K.M., Usmanov D.V.

Всё возрастающие требования к прочностной надежности изделий, работающих в широком диапазоне температур и нагрузок, при минимизации их весовых характеристик предопределяет необходимость создания конструкционных материалов с заданным комплексом свойств на всех этапах производства и эксплуатации.

На надежность конструкции влияет три основных фактора: точное знание внешних сил, точность оценки внутренних сил (напряженно-деформированное состояние материала в конструкции) и системы нормирования (зависимость $\sigma_i=f(\epsilon_i)$).

Перспективным направлением решения задачи повышения конструкционной прочности является конструирование материалов и упрочняющих технологий на основе физической механики среды со структурой. Физическое обоснование в интегральном научном направлении прочности являются структурно-аналитическое концепции физической мезомеханики материалов, разработанной в трудах Панина В.Е., Лихачева В.А, Малинина В.Г. и многих других. В основе этого направления лежат принципиально важные открытия волновой природы пластической деформации твердых тел и определяющей роли иерархии структурных уровней пластической деформации и ее стадийность в механике среды со структурой. В работе Котречко С.А., Мешкова Ю.Я. физически обоснованы представления о факторах, контролирующих предельный уровень прочности на трех масштабных уровнях: атомном, микро и мезоуровнях, а также на макроуровне (прочность металла в конструкции). Применительно к ферритно-перлитным сталям установлены количественные связи между уровнем предельной прочности и параметрами структуры материала. Показано, что величина хрупкой прочности является линейной функцией от $d^{-1/2}$.

Безопасность по хрупкому разрушению, вызываемому наличием локальных зон пластичности вблизи конструктивных особенностей обеспечивается соответствующим выбором материала. Для мест возможной локальной пластичности определяется максимальная пластическая деформация

(например, методом микроструктурных измерений [1]) и задается значение допустимой деформации, исходя из принятого запаса пластической деформации.

Одно из важнейших условий повышения качества деталей – достоверность определения показателей качества, среди которых одно из первых мест занимают степень деформации в локальной пластичности, параметры структуры металла, точное знание зависимости $\sigma_i=f(\epsilon_i)$.

На базе метода микроструктурных измерений определения тензора конечного формоизменения [1] (разработан автоматизированный информационно-измерительный комплекс «Сканирующий микроскоп-ЭВМ»), структурно-феноменологических критериев разрушения [2] и уточненной аппроксимации « $\sigma_i-\epsilon_i$ » [3]. Разработаны вероятностно-детерминированные математические модели ресурсосберегающих процессов обработки металлов давлением, что позволяет управлять технологическим процессом для получения заданного формоизменения и структуры материала, оптимизированной на заданное нагружение.

Список литературы:

1. Ульянов Э.И., Прудников Е.Н. Разработка структурных моделей, критериев разрушения композиционных материалов и автоматизированной информационно-измерительной системы для определения тензора деформаций // Сборник докладов Международной научно-технической конференции «Актуальные проблемы фундаментальных наук» Т.4. с.80. М.1991.
2. Ульянов Э.И., Ляшников А.В., Иванов К.М. и др. Структурно-феноменологические критерии разрушения как основа технологического обеспечения прочностной надежности изделий // Современные вопросы физики и механики материалов. Материалы XXXII семинара «Актуальные проблемы прочности», посвященные памяти В.А. Лихачева. СПб.1997.
3. Ульянов Э.И., Иванов К.М., Усманов Д.В. Уточнение аппроксимации диаграммы « $\sigma_i-\epsilon_i$ » // Современные достижения в теории и технологии пластической обработки металлов. Труды Международной научно-технической конференции. СПб. 2007.

АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ В ОЦЕНКЕ ДЕГРАДАЦИИ И ПОВРЕЖДАЕМОСТИ МАЛОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

Чуканов А.Н., Жачко М.В.

*Россия, ГОУ ВПО «Тульский государственный университет», Тула
e-mail: alexchukanov@yandex.ru, jasvomj@mail.ru*

The summary: the results of studies of damage of structural steel 20 using the method of acoustic emission issues are presented. The research was conducted on cylindrical samples with varying degrees of damage (hydrogenation). Has identified three stages in the dynamics of development of the damage to steel 20. It has been established that the method of acoustic emission adequately describes the processed taking place in the damage material.

Аннотация: представлены результаты исследований деградации и повреждаемости образцов конструкционной стали 20 с использованием метода акустической эмиссии. Исследования проводили на цилиндрических образцах (200x8 мм) с различной степенью повреждаемости (наводороживание). В динамике развития повреждаемости стали 20 выявлены 3 стадии. Установлено, что метод акустической эмиссии адекватно описывает процессы, происходящие в поврежденном материале.

Использование стальных конструкций в условиях механического напряжения и в коррозионных средах, делает особенно актуальными исследования повреждаемости их материалов. Своевременное прогнозирование зарождения и развития разрушения позволяет избежать катастрофической поломки оборудования.

Для исследования начала разрушения и описания процессов деградации (обеднение твердого раствора; изменение состава, морфологии и размеров вторичных фаз; рост зерен и т.д.), предваряющих разрушение, необходимо использовать методы чувствительные к внутренним динамическим структурным перестройкам в материале [1, 2]. Одним из таких методов является метод

акустической эмиссии (АЭ). Физическая природа возникновения АЭ связана как с движением дефектов строения, изменением их количества и морфологии – деградация, так и с зарождением и развитием повреждаемости в материалах, поскольку АЭ является своеобразным откликом состояния исследуемого объекта [2].

В данной работе исследовали изменения параметров сигналов АЭ в зависимости от длительности деструктивного воздействия (наводороживание). Наводороживание способствует объемным изменениям и возникновению внутренних напряжений в конструкционных материалах, приводит к увеличению дефектов структуры и зарождению микротрещин.

Целью работы являлось установление связи параметров сигналов АЭ с процессами развития деградации и повреждаемости материала.

Материалы исследования: предварительно наводороженные образцы из малоуглеродистой стали 20 (200x8 мм).

Насыщение образцов водородом проводили по методу электролитической катодной поляризации при плотности тока $j=60 \text{ А/м}^2$.

Измерения АЭ проводили на установках ЭЯ-2 (Тольятти) и Vallen AMSY-5 (ОИЯИ, Дубна). Образцы подвергались механическому воздействию: импульсный динамический удар (ЭЯ-2) и одноосное сжатие и растяжение (Vallen AMSY-5). Датчики на образцах закреплялись вдоль боковой поверхности по спирали.

1. Получены следующие результаты:

На зависимостях суммарного количества сигналов АЭ и их суммарной энергии от длительности нагружения зафиксировали два характерных участка различной интенсивности сигналов АЭ. Их наличие объяснили сменой характера (механизма) деформации в материале от деградационного к деструктивному [3]. Упругая деформация переходит в микропластическую.

2. Из анализа данных АЭ, в зависимости от длительности насыщения образцов водородом, выявили три области в динамике развития деградации и поврежденности стали 20:

а) 0-5 ч. Энергия, среднее значение, медианная частота сигнала АЭ растут до максимальных значений. Зафиксировано относительно большое количество импульсов сигнала АЭ. На данном этапе в материале происходит движение дислокационных групп и диффузия водорода вглубь металла.

б) 5-10 ч. Количество импульсов АЭ резко падает (\approx в 65 раз), но при этом резко увеличиваются среднее значение сигнала, медианная частота и энергия сигнала АЭ. Что может свидетельствовать о резком росте количества источников сигналов АЭ – локальных зон концентрации напряжений. Появляются новые источники АЭ совершенно другой природы. Скорее всего, это микротрещины.

в) 10-15 ч. Количество сигналов АЭ продолжает незначительно расти, а все остальные значения параметров сигналов АЭ резко падают. Это говорит о том, что происходит смена источников сигнала АЭ и релаксация напряжений в материале. Дислокационноподобные дефекты сменяются микротрещинами.

Выводы:

Метод АЭ может быть использован для более подробного анализа природы источников упругих колебаний в материале, как на стадии деградации, так и деструкции, а так же для комплексного исследования деградации и поврежденности в материалах.

В заключении хотелось бы отметить, что комплексный анализ параметров сигнала АЭ и характеристик неупругих эффектов, полученных методом механической спектроскопии (метод внутреннего трения), позволит получить наиболее достоверную информацию о процессах деградации и деструкции в материалах.

Библиографический список:

1. Стрижало В.А., Добровольский Ю.В. Стрельченко В.А. и др./ Отв. ред. Писаренко Г.С. Прочность и акустическая эмиссия материалов и элементов конструкции.: Ин-т проблем прочности. – Киев: Наук. думка, 1990. 232с.

2. Мерсон Д.Л. //Перспективные материалы. – Уч. пос. для вузов. – М.: ТГУ, МИСИС, 2007. - Т. 2. – 468с.

3. Башков О.В., Семашко Н.А. Акустическая эмиссия при смене механизмов деформации пластичных конструкционных материалов/Физическая мезомеханика. Т.7, №6, 2004, с. 59-62.

КОМПЛЕКСНЫЙ АНАЛИЗ ПАРАМЕТРОВ ДИССИПАЦИИ И АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ В ОЦЕНКЕ ПОВРЕЖДЕННОСТИ СПЛАВОВ Fe-C

Чуканов А.Н., Яковенко А.А., Жачко М.В.

Россия, ГОУ ВПО «Тульский государственный университет», AlexChukanov@yandex.ru

THE COMPLEX ANALYSIS OF THE DISSIPATION AND ACOUSTIC EMISSION PARAMETERS IN ESTIMATION OF DAMAGE IN FE-C ALLOYS

Chukanov A.N., Yakovenko A.A., Zhachko M.V.

The promising trend of the study of the local zones of stress concentration (LZSC) is modulation of their influences by the external micro-amplitude field of periodic voltages. The external periodic action of acoustic range changes the dynamics of dislocations and forms the specific inelastic effect (IE) [1,2]. Its parameters are the unique probe of state LZSC. The phenomenon indicated is characteristic both for the dissipation and for the emission of elastic waves. Emissive methods (acoustic emission - AE) - are provided systematically and instrument, widely they are used in diagnostics [3,4]. However, they adapt only as passive. Active measurement AE in situ of destructive action as the functions of the response of the state of material - new approach. This draws together them with characteristic measurements of the dissipative properties, such as internal friction (VT).

Перспективным направлением изучения локальных зон концентрации напряжений (ЛЗКН) является модуляция полей их влияния внешним микроамплитудным полем периодических напряжений. Внешнее периодическое воздействие акустического диапазона изменяет динамику дислокаций и формирует специфический неупругий эффект (НЭ) [1,2]. Его параметры являются своеобразным зондом состояния ЛЗКН. Указанное явление характерно как для диссипации, так и для эмиссии упругих волн. Эмиссионные методы (акустическая эмиссия - АЭ) – обеспечены методически и приборно, широко используются в диагностике [3,4]. Однако, они применяются только как пассивные. Активное измерение АЭ in situ деструктивного воздействия как функции отклика состояния материала – новый подход. Это сближает их с измерениями характеристик диссипативных свойств, таких как внутреннее трение (ВТ).

Цель: на основе комплекса параметров, полученных диссипативными и эмиссионными методами, - уточнить возможности совместного взаимодополняющего описания деградации и зарождения разрушения. Объекты: углеродистые стали марок Ст3 и сталь 20, подвергнутые насыщению водородом (электролитическое при плотностях тока $j = 60 \dots 165 \text{ A/m}^2$) и деформированию (растяжением и ударным индентированием). Измерения НЭ ВТ (водородный Снука-Кестера, деструкционный, Снука, Кестера) проводили на установке ИДСМ-1 (ТулГУ). АЭ измеряли на установке ЭЯ-2 (Тольяттинский университет) и системе AMSY-5 (Vallen-System Германия, лаборатория нейтронной физики ОИЯИ, г. Дубна).

Анализ параметров спектра ВТ и АЭ после наводороживания различной длительности и интенсивности, выявил следующее: 1. Зависимости параметров АЭ и ВТ, качественно подобны и логично описывают эволюцию деградации и повреждаемости. 2. На зависимостях выявлены две области (область I и область II) различной интенсивности диссипации и эмиссии. Смена характера зависимостей происходит после наводороживания 10...15 часов. 3. Область I (0-12 ч): а) характерен рост высот максимумов ВТ; б) происходит уменьшение количества импульсов АЭ. 4. Область II (10-15 ч): а) характерна стабилизация высот максимумов ВТ (сталь 20), либо их резкое снижение (Ст3); б) наблюдается рост количества импульсов АЭ (сталь 20); в) происходит резкое падение пикового значения сигнала АЭ для стали 20. 5. Поведение ВТ и АЭ связывали с развитием процессов деградации (область I) и деструкции (область II). 6. В области I идет процесс интенсивного накопления атомов водорода, их активного взаимодействия в ЛЗКН, приводящий к молезаии и образованию субмикротрещин. В области II происходит уменьшение скорости поглощения водорода металлом, рост трещин.

Список литературы:

1. Левин Д.М., Чуканов А.Н. // Известия РАН. Серия физическая.-2005.-Т.69 -. № 8 .- С. 1201 – 1205.
2. Чуканов А.Н. // Известия ТулГУ. Серия: Физика.-2005.- Вып. 5.- С. 125-131.
3. Бурнышев И.Н., Абрамов К.А. // Письма в ЖТФ. 2009. Т. 35. Вып. 2. С. 90-94.
4. Мерсон Д.Л./Перспективные материалы. - М.: ТГУ, МИСИС, 2007. - Т. 2. - С.417-456

ОСОБЕННОСТИ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ ПРЕДЕЛА ВЫНОСЛИВОСТИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ.

Щипачев А.М., Сафин Э.В., Ильясова А.Х.

*Россия, РБ, Уфимский государственный авиационный технический университет
Albina_wait@mail.ru*

FEATURES OF FORECASTING THE FATIGUE STRENGTH OF TITANIUM ALLOYS

Shipachev A.M., Safin E.V. Ilyasova A.H.

In this paper influence of mechanical characteristics on fatigue strength of titanic alloys was investigated. Have found out, that for forecasting the fatigue strength it is necessary to look correlation the fatigue strength with two characteristics of material: tensile strength and relative contraction, since this correlation is most closely. On the basis of the lead literature review have defined coefficients for resulting linear two-factorial regression

Прогнозирование характеристик усталостной прочности металлических материалов на основе параметров их статической прочности является актуальной проблемой. При этом возможно не проводить длительные и дорогостоящие испытания на усталость, а ограничиться оценкой с той или иной степенью точности предела выносливости или усталостной долговечности. Этой проблеме было посвящено большое количество публикаций и поток их не иссякает, поскольку появляются новые материалы, новые структурные состояния металлов (микроструктурные, наноструктурные и т.п.), а также совершенствуются методы расчета, реанимируются несколько забытые подходы и теории, выдвигаются новые.

Так В.В. Федоровым и Р.В. Ромашовым была теоретически обоснована связь между величиной S_{0*} , которая была названа истинным сопротивлением сдвигу и определяемой как интенсивность напряжений в центре наименьшего сечения шейки, соответствующей моменту разрушения образца и пределом выносливости при симметричном цикле σ_{-1} . Существует постоянное для данного материала соотношение

$$\frac{S_{0*}}{\sigma_{-1}} = M_{-1}, \quad (1)$$

где величина M_{-1} была названа коэффициентом эквивалентности нестационарных напряженных состояний.

Истинное сопротивление сдвигу S_{0*} определяется по формуле [5]

$$S_{0*} = S_k f(\psi_k) \quad (2)$$

где $f(\psi)$ - поправочный коэффициент, который может быть аппроксимирован линейной зависимостью

$$f(\psi) = A - B\psi \quad (3)$$

где $A=1,052$ и $B=0,312$.

Доказательством справедливости зависимости (1) явилось установление тесной корреляционной связи предела выносливости σ_{-1} и истинного сопротивления сдвигу S_{0*} для различных металлических материалов (объем выборки $n = 268$). Коэффициенты корреляции составили $r = 0,90...0,98$. При этом параметр M_{-1} определялся как угловой коэффициент линейного регрессионного уравнения, проходящего через начало координат. Поскольку S_{0*} непосредственно в

испытаниях не измерялся, расчет его велся по формуле (2) при наличии сведений об S_k . При отсутствии сведений об S_k , расчет проводился через предел прочности σ_B и параметр ψ_k (коэффициент относительного сужения, вычисленный в наименьшем сечении шейки после разрыва) по формуле, полученной для цветных металлов, в том числе и титановых сплавов [2]

$$S_k = \sigma_B (0,8 + 2,06\psi_k) \quad (4)$$

Таким образом, регрессионную зависимость между пределом выносливости и характеристиками статической прочности для титановых сплавов можно представить в виде

$$\sigma_{-1} = \frac{\sigma_B}{M_{-1}} f(\psi_k) (0,8 + 2,06\psi_k) \quad (5)$$

Обобщая зависимости (1)-(5), приходим к расчетной формуле, представленной в общем виде

$$\sigma_{-1} = \frac{\sigma_6}{M_{-1}} (A + B\psi_k)(C + D\psi_k) \quad (6)$$

Анализируя зависимость (6), можно сделать вывод, что она не является чисто феноменологической, а содержит феноменологическую часть (зависимость S_{0*} и σ_{-1} , неявно входящая в нее) и эмпирические части (зависимость поправочного коэффициента $f(\psi)$ от $f(\psi)$, зависимость S_k от σ_B и ψ_k). Получается некая гибридная феноменологически-эмпирическая зависимость.

По сути, с математической точки зрения, мы имеем двухфакторную зависимость вида

$$\sigma_{-1} = f(\sigma_6, \psi_k)$$

Параметр M_{-1} - постоянная величина при данном виде напряженного состояния, к примеру при циклическом изгибе он равен 3,43.

Линейная аппроксимация в виде эмпирического уравнения будет иметь вид

$$\sigma_{-1} = \alpha\sigma_6 + \beta\psi_k + \gamma \quad (7)$$

Коэффициенты α , β , γ зависимости (7) будут неизменны для материалов данной группы (марки сплава) и напряженного состояния. Если, например, меняется напряженное состояние, то следует ожидать изменения этих коэффициентов.

Зависимость (7) содержит три неизвестных параметра (α , β , γ), определяемых на основе статистических данных, а зависимость (6) - шесть (σ_B , ψ_k , A , B , C , D , M_{-1}).

Три неизвестных параметра в зависимости (7) легко определяются по результатам расчета линейной двухфакторной регрессии при известных параметрах σ_{-1} , σ_B и ψ_k . Если же пользоваться зависимостью (6), то три параметра из шести, по сути, назначаются произвольно

В литературе известны аналитические зависимости, связывающие предел выносливости σ_{-1} как с пределом прочности σ_B , так и с совокупностью σ_B и относительного сужения ψ .

В данном случае термодинамический (энергетический) подход и зависимости (1)-(7) позволили теоретически обосновать при расчете σ_{-1} необходимость учета не только σ_B , но и величины ψ_k . Более точен, в соответствии с (7), будет расчет при использовании ψ_k , а не ψ .

Проведем проверку адекватности линейной аппроксимации (7) и определим значения параметров регрессии α , β , γ на основе статистических данных по механическим свойствам титановых сплавов.

Из различных литературных источников были найдены данные механических свойств (σ_{-1} , σ_6 , ψ_k) для ряда титановых сплавов, в том числе и для сплава ВТ6. По результатам расчета линейной двухфакторной регрессии (7) при известных параметрах σ_{-1} , σ_6 и ψ были определены значения коэффициентов линейной регрессии α , β , γ .

Регрессионная зависимость для определения предела выносливости титановых сплавов в целом (на основе обзора научной литературы) имеет вид:

$$\sigma_{-1} = 0,49\sigma_6 + 302,72\psi - 134,4 \quad (8)$$

При этом среднеквадратичное отклонение $S=42,41$ МПа, коэффициент корреляции $r=0,92$.

Для титанового сплава ВТ6 получена следующая регрессионная зависимость предела выносливости:

$$\sigma_{-1} = 0,41\sigma_6 + 97,34\psi + 62,76 \quad (9)$$

При этом $S=25,88$ МПа и $r=0,95$.

Если рассматривать однофакторную зависимость предела выносливости от предела прочности, то получим следующие регрессионные зависимости:

- для титановых сплавов в целом

$$\sigma_{-1} = 0,43\sigma_B + 57,56$$

(S=53,83; r=0,86);

- для сплава ВТ6

$$\sigma_{-1} = 0,41\sigma_B + 108,3$$

(S=27,64; r=0,94);

Из этого следует, что корреляционная связь предела выносливости с пределом прочности и относительным сужением сильнее, чем просто связь с пределом прочности. Поэтому использование двухфакторной зависимости позволяет с большей точностью определить значение предела выносливости для титановых сплавов.

Предел выносливости металла является механической характеристикой материала, имеющей сильную корреляционную связь с истинным сопротивлением сдвига. Так как последний может быть определен через две характеристики материала σ_B и ψ , то с ними и необходимо искать корреляцию предела выносливости. Что и было проверено в данной работе. Проведенные исследования показали, что такая корреляционная связь является тесной и может быть рекомендована для практических расчетов.

***СЕКЦИЯ 13 - СОВРЕМЕННОЕ
ОБОРУДОВАНИЕ И НОВЫЕ ЭФФЕКТИВНЫЕ
МЕТОДЫ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ
ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМАЦИИ И
РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ И
НАНОМАТЕРИАЛОВ***

ОЦЕНКА ТЕМПЕРАТУРЫ В ЗОНЕ ЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ

Беликова А.Ф., Буравова С.Н., Петров Е. В.

Россия, Учреждение Российской академии наук Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, svburavova@yandex.ru

EVALUATION OF TEMPERATURES IN THE ZONE OF LOCALIZATION OF DEFORMATION

Belikova A.F., Buravova S.N., Petrov E.V.

Russia, Institute of Structural Macrokinetics and Materials Science, svburavova@yandex.ru

The estimation of temperature in a zone of a stretching is lead with use of the equation of condition Mie-Gruneisen with thermodynamic functions in approach Debye. The temperature in strips of localization of deformation goes down, and depending on pressure in a shock wave, can become below room.

Впервые адиабатические полосы сдвига наблюдали при пробивании брони, где они приобретают форму цилиндра, формируя пробку, которая выбивается из преграды. Металлографические исследования адиабатических полос показали, что толщина сдвиговой полосы не превышает 5 – 20 мкм, зерна в полосе равноосные и имеют размер 0,05 – 0,2 мкм. В ферритных сталях и сплавах образование полос сдвига сопровождается фазовым переходом, при этом время и локальная деформация оказываются достаточными для того, чтобы карбиды растворились в аустените. Причиной локализации деформации, по общепринятым представлениям, является потеря устойчивости пластического течения из-за термического разупрочнения. Малые возмущения в потоке могут ускоряться, увеличивая работу пластической деформации и генерацию тепла локально, что приводит к способности материала создавать сдвиговые полосы. По разным оценкам, максимальная температура в полосе достигает $450^{\circ} - 550^{\circ} \text{C}$. Однако объяснить локализацию деформации в очень тонких полосах внутри однородного материала; каким образом потеря устойчивости выбирает постоянно цилиндрическую поверхность формирующейся пробки, общепринятые представления не могут. Имеются экспериментальные данные, противоречащие данной трактовке. Аналогичные полосы сдвига наблюдаются в процессе циклической деформации подшипниковых сталей и при поверхностном износе, где значительный нагрев маловероятен, а влияние температуры и больших пластических деформаций в развитии этих полос не очевидно.

Тщательное изучение особенности динамической повреждаемости привело к обнаружению откольной природы возникновения полос локализованной деформации. Тонкие полосы возникают в зонах интерференции волн разгрузки, где напряжение растяжения не превосходит откольной прочности материала. На рис 1 показана полоса локализованной деформации, которая возникла в цилиндрическом образце из ст. 3 при ударе пластины. Интерференция торцевых волн разгрузки в данном случае создает узкую зону растягивающих напряжений, где величина не достигает откольной прочности. Видно, что полоса пересекает зерна феррита с двойниками.

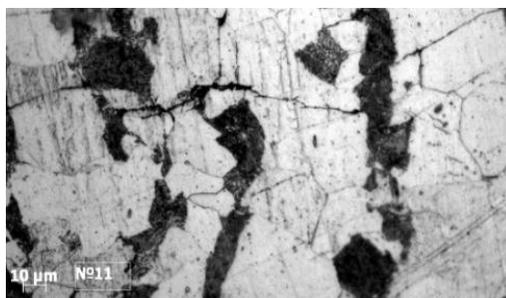


Рис. 1. Локализованная полоса деформации в стальном образце.

Для оценки температуры в зоне интерференции, рассматривается уравнение состояния в форме Ми-Грюнейзена, где фонный член выбран в приближении Дебая:

$$P = P_x(V) + \frac{\gamma}{V} 3TD \left(\frac{\theta_D}{T} \right),$$

где P_x – потенциальное давление, зависящее только от объема V , T – температура, D – функция Дебая, θ_D – характеристическая температура Дебая, $\gamma = \gamma_0 \frac{V}{V_0}$ – коэффициент Грюнейзена.

Зависимость холодного давления P_x определялось по экспериментальной адиабате Гюгоню.

На рис 2 приведены результаты расчета температуры в зоне интерференции до давления – 4 ГПа, равное откольной прочности стали.

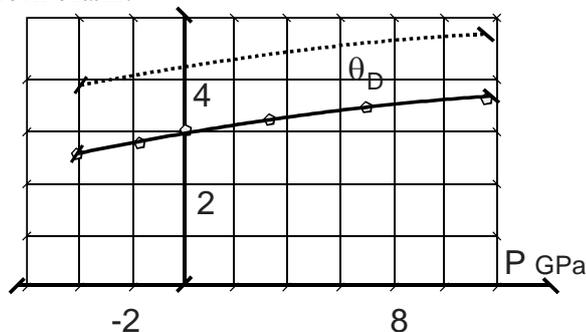


Рис 2. Зависимость температуры в зоне интерференции (полосы локализованной деформации) от давления.

В условиях ударной нагрузки до относительно невысоких давлений порядка 10 ГПа, (ударные волны такой интенсивности считаются слабыми и мало отличаются от акустических), температура во фронте волны составляет порядка 65° С. В процессе растяжения температура падает, и вблизи разрушения температура поврежденного материала всего на 20° ниже комнатной.

ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ И СТАТИСТИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ АКУСТИКО-ЭМИССИОННОЙ ДИАГНОСТИКИ СТАДИЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ

Буйло С.И.

Россия, НИИ механики и прикладной математики ЮФУ, bsi@math.sfedu.ru

Physicomechanical and Statistical Aspects of Acoustic_Emission Diagnostics of Deformational and Fracture Stages of Materials.

Builo S.I.

The relationships between the sequence of deformational and fracture stages in solids and the parameters of an accompanying acoustic emission (AE) are analyzed. The relationship between the AE amplitude and the deformation rate using as an example the AE model during passage of a dislocation pile-up through a boundary is described. A method for reconstructing the parameters of the initial stream of AE events inside a material based on the Poisson stream AE model is presented. It has been found that the quantization of the AE energy takes place, which is probably evidence that micro-volumes of stress relaxation are relatively constant and that plastic deformation waves in solids may also be quantized. The possibility of identifying the fracture stages and, based on the positions of the break points in the curve of reconstructed AE event stream, estimating the concentration of defects and their multiplication constants is shown.

Рассмотрена связь явления акустической эмиссии (АЭ) с процессами деформации и разрушения твердых тел, возможные источники и механизмы акта АЭ. Полагая, что каждая

дислокация при пересечении границы излучает экспоненциальный импульс, суперпозиция которых дает результирующий импульс длительностью τ_a , получен аналитический вид нормированной амплитуды суммарного импульса АЭ от скорости деформации. Реализация такой модели акта АЭ на примере зарождения микротрещины по дислокационному механизму Коттрелла при пересечении двух плоскостей скольжения в металлах с ОЦК решеткой показана на рис. 1а.

При определении параметров потока актов АЭ установлено, что в большинстве случаев плотность распределения временных интервалов Δt между соседними актами АЭ $w(\Delta t)$ при различных процессах структурных изменений, включая фазовые переходы и накопление микрповреждений вдоль всей кривой нагружения, описывается экспоненциальной зависимостью $w(\Delta t) = \dot{N}_a \exp(-\dot{N}_a \Delta t)$, соответствующей плотности вероятности временных интервалов между событиями пуассоновского потока. Здесь \dot{N}_a – интенсивность актов (событий) потока.

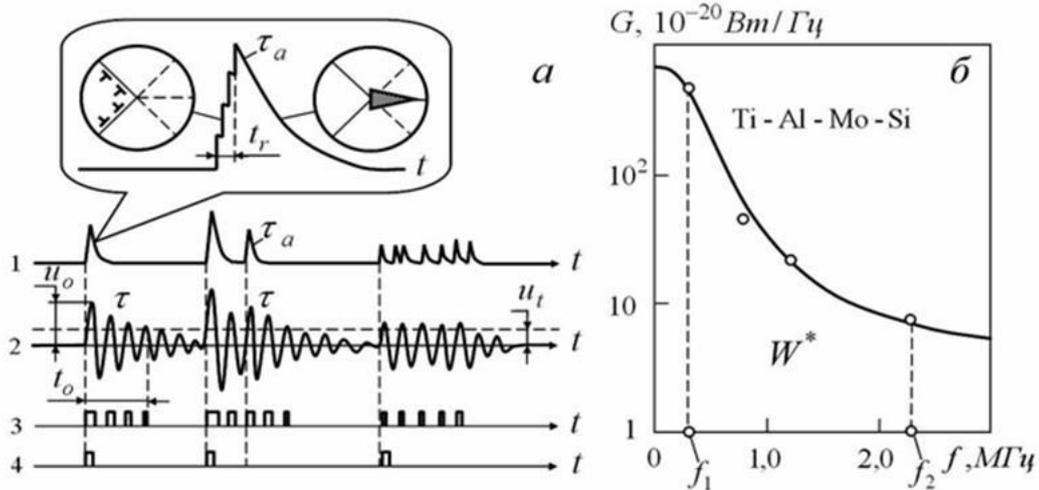


Рис. 1. Физическая природа акта акустической эмиссии при дислокационном зарождении микротрещины (а) и спектр АЭ сплава титана в конце упругой области (б):

1 – поток излученных актов АЭ; 2 – поток регистрируемых радиоимпульсов АЭ;

3 – поток осцилляций АЭ (\dot{N}); 4 – поток огибающих протектированных сигналов АЭ (\dot{N}_d)

Показано, что нормированный на АЧХ (амплитудно-частотную характеристику) приемного датчика спектр АЭ действительно хорошо соответствует спектру аппроксимирующего пуассоновского потока актов АЭ длительностью τ_a (непрерывная кривая на рис.2б). Приравняв мощности измеренного W^* и аппроксимирующего процессов в одной и той же полосе от f_1 до f_2 , получена оценка средней энергии акта АЭ E_a во всей (от 0 до ∞) полосе частот:

$$E_a = \frac{W}{\dot{N}_a} = \frac{\pi W^* \exp[-\Sigma t_0 / (T - \Sigma t_0)]}{2 \dot{N}_d [\arctg(2\pi f_2 \tau_a) - \arctg(2\pi f_1 \tau_a)]}$$

где Σt_0 – суммарная длительность импульсов АЭ (общее мертвое время) на выходе регистрирующего тракта за интервал измерения интенсивности T (например, $T = 1$ с или $T = 0,1$ с).

Предложен и разработан метод количественного восстановления параметров потока структурных преобразований по регистрируемым сигналам сопутствующей АЭ. Метод основан на статистической модели потока событий АЭ и состоит в определении требуемых средних характеристик процесса по плотностям (или функциям распределения) вероятностей параметров, общий вид которых устанавливается исходя из физической природы эффекта АЭ (рис. 2).

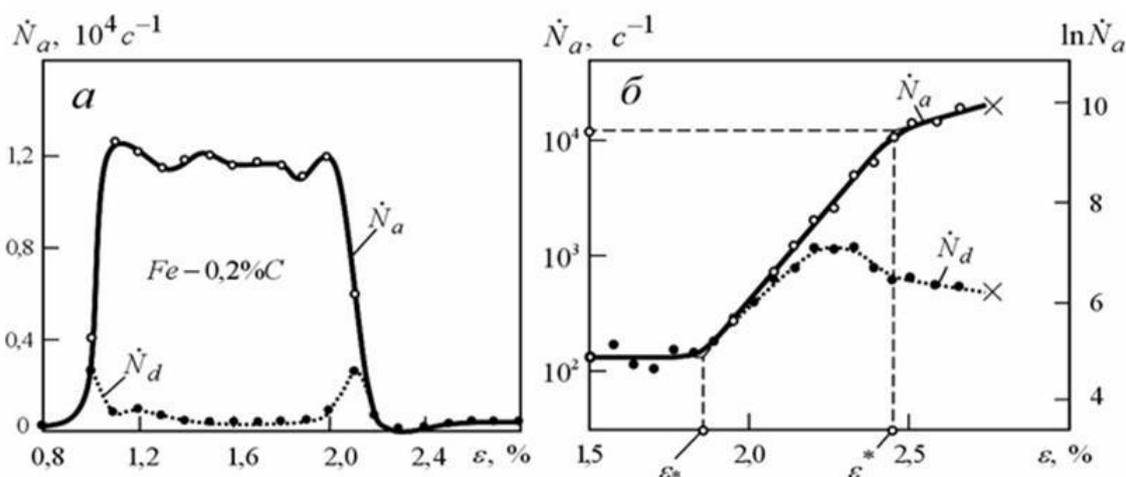


Рис. 2. Оценка интенсивности потока актов пластической микродеформации на площадке текучести стали 20 (Fe-0,2 % C) (а) и особые точки потока микрповреждений перед разрушением стали 95X18 (Fe; 1,0 % C; 18 % Cr) (б).

Скорость деформации: $\dot{\epsilon} = 2 \cdot 10^{-4} \text{ c}^{-1}$; крестиком отмечен момент разрушения.

\dot{N}_d - регистрируемая интенсивность потока протектированных радиоимпульсов АЭ; \dot{N}_a - восстановленная интенсивность потока актов АЭ

Установлено, что восстановленные по данным АЭ энергия E_a и длительность τ_a акта излучения связаны со степенью деформации, слабо зависят от её скорости и для сплавов на основе Fe и Ti имеют следующие средние значения: $E_a = 10^{-15} \dots 10^{-13}$ Дж при $\tau_a < 10^{-6}$ с. При этом диапазон изменения параметров акта АЭ конкретного материала на разных стадиях деформации укладывается по величине приблизительно всего в один порядок. Таким образом, происходит как бы квантование энергии АЭ, что свидетельствует об относительном постоянстве микрообъемов релаксации напряжений за счет скачков пластической микродеформации и о возможном квантовании волн пластической деформации в твердых телах.

Определено, что обычно регистрируемые по традиционной методике два максимума интенсивности потока огибающих протектированных радиоимпульсов АЭ \dot{N}_d (рис. 2а) являются ложными и вызваны сильным искажением и перекрытием сигналов АЭ. Регистрация обнаруженных особых точек (точки перелома ϵ_* и ϵ^* на рис. 2б) восстановленного потока актов сопутствующей АЭ обеспечивает надежную идентификацию стадий процессов накопления повреждений. При этом стадии накопления повреждений адекватно описываются в рамках экспоненциальной модели, позволяющей количественно оценить концентрацию и константы размножения микронесплошностей по положению переломов ϵ_* и ϵ^* кривой восстановленной интенсивности потока актов эмиссии.

РЕНТГЕНОСТРУКТУРНЫЙ АНАЛИЗ СТАЛИ 45 ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО БОРОМЕДНЕНИЯ

Ващук Е.С., Будовских Е.А., Громов В.Е., Танг Г.

Россия, ГОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет», *vaschuk@bk.ru*

X-RAY ANALYSIS OF STEEL 45 BY ELECTROEXPLOSIVE BOROCOPPERING

Vaschuk E.S., Budovskikh E.A., Gromov V.E., Tang G.

Russia, «Siberian State University of Industry », *vaschuk@bk.ru*

It is lead x-ray analysis of steel 45 by electroexplosive borocoppering in various modes. It is shown, that as a result of processing on a surface the composition from α -Fe, Cu and strengthening phases FeB, Fe₂₃(C, B)₆ is formed. Intensity influences on a degree of alloying , a degree of dispersiveness of structure, a level of micropressure and a structure of phases.

В практике химико-термической обработки известно применение борирования стали 45 [1]. Борирование сталей повышает твердость, износо- и коррозионную стойкость поверхности. Вместе с тем, борированные слои обладают высокой хрупкостью, которая может быть уменьшена при использовании боромеднения [2, 3]. Выбор стали 45 для обработки был обусловлен тем, что она обладает высокими эксплуатационными свойствами и широко применяется в промышленности [4].

В последние годы развивается новый способ поверхностного упрочнения – электровзрывное легирование металлов и сплавов. Его суть заключается в модификации структурно-фазовых состояний и свойств поверхностных слоев металлов и сплавов путем электрического взрыва проводника, формирования из продуктов взрыва многофазной плазменной струи, оплавления ею упрочняемой поверхности и насыщения расплава продуктами взрыва с последующей самозакалкой. В работе [5] показано увеличение микротвердости поверхностных слоев стали 45 после электровзрывного боромеднения в 5–7 раз по сравнению с микротвердостью в основе. В настоящей работе проведен рентгеноструктурный анализ стали 45 после электровзрывного боромеднения в различных режимах обработки с целью выявления причин упрочнения.

Обработке подвергали образцы отожженной стали цилиндрической формы диаметром 20 мм и высотой 5 мм. ЭВЛ проводили в режимах, которые обеспечивали поглощаемую плотность мощности q , равную 6,5, 7,5 и 8,6 ГВт/м². Взрываемые медные фольги имели толщину 20 мкм и массу 70 мг. В области взрыва размещали порошок аморфного бора массой 20 мг.

Индицирование дифрактограмм поверхности стали 45 показало (рис.), что в результате обработки на поверхности формировалась смесь, состоящая из α -Fe, Cu и упрочняющих фаз FeB, Fe₂₃(C, B)₆. С увеличением поглощаемой плотности мощности наблюдается уменьшение интенсивности пика (111), соответствующего α -Fe, и увеличение интенсивности пика (111), соответствующего Cu. Это свидетельствует об увеличении степени легирования поверхности медью. При этом увеличивается полуширина пика (111), соответствующего α -Fe, что свидетельствует о возрастании факторов блочности и микронапряжений. Интенсивность пика (200), соответствующего Cu, меняется немонотонно. При этом сравнение ее с интенсивностью пика (111) при $q = 6,5, 7,6$ и $8,6$ ГВт/м² составляет 4,6, 1,5 и 1,7, соответственно. Это может свидетельствовать о том, что текстура кристаллизации в направлении [100], характерная для кристаллизации г.ц.к. металлов в условиях выделенного направления теплоотвода с поверхности в объем металла, нарушается вследствие развития течения расплава вдоль поверхности с увеличением параметров термосилового воздействия на поверхность при обработке. При этом во всех режимах воздействия образуются упрочняющие фазы с участием бора.

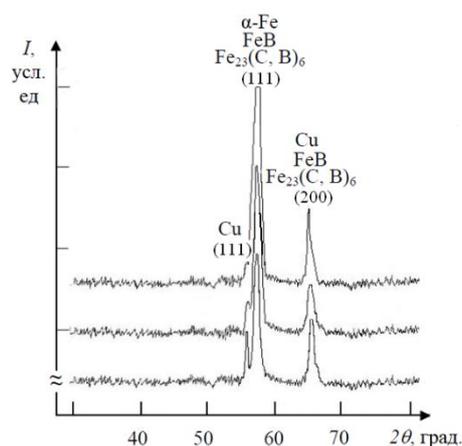


Рис. 1. Дифрактограмма поверхности стали 45 после электровзрывного боромеднения в различных режимах: q : 6,5 (1), 7,6 (2), 8,6 (3) ГВт/м²

Список литературы:

1. Поляк М.С. Технология упрочнения. В 2-х т. Т. 2. – М.: Л.В.М. – СКРИПТ, Машиностроение, 1995. – 688 с.
2. Бурнышев И. Н., Валиахметова О. М., Мутагарова С. А. // Вестник ИжГТУ. 2007. № 4. С. 124–127.
3. Баландин Ю.А. // Металловедение и терм. обработка металлов. 2005. № 3. С. 27-30.
4. Марочник сталей и сплавов / Под ред. В.Г. Сорокина. – М.: Машиностроение, 1989. – 640 с.
5. Формирование структурно-фазовых состояний металлов и сплавов при электровзрывном легировании и электронно-пучковой обработке / Под ред. В.Е. Громова. – Новокузнецк: Изд-во «Интер-Кузбасс», 2011. – 212 с.

Работа выполнена при поддержке грантом РФФИ (проект №№ 10-07-00172-а) и ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 гг. (гос. контракт № 14.740.11.0693).

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА АЭС С ИСП ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ПРИМЕСЕЙ В МАТЕРИАЛАХ НА ОСНОВЕ РЕНИЯ.

Волчёнкова В.А., Казенас Е. К., Андреева Н.А., Дергунова Н.Н., Овчинникова О.А., Пенкина Т.Н., Родионова С.К.

Россия. Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, e-mail: volch.v.a@mail.ru

APPLICATION OF THE METHOD AES-ICP FOR DETERMINATION OF IMPURITIES IN THE MATERIALS ON THE BASIS OF RHENIUM.

Volchenkova V. A., Kazenas E. K., Andreeva N. A., Dergunova N.N., Ovchinnikova O.A., Penkina T.N., Rodionova S.K.

Russia, A.A.Baikov Institute of Metallurgy and Material Science of RAS e-mail: volch.v.a@mail.ru

Using AES-ICP were developed methods for determination of impurities in different compounds of rhenium without prior separation of the matrix to determine simultaneously a large set of elements in a wide range of concentrations from $1 \cdot 10^{-4}$ to n% with good metrological characteristics. The relative standard deviation (S_r) is less than 0,16.

В настоящей работе представлены результаты по разработке методики определения примесей в материалах на основе рения. Наиболее современная область применения рения - изготовление катализаторов. Другая важная область применения рения – жаропрочные сплавы. Из сплавов рения с молибденом, вольфрамом и другими металлами изготавливаются ответственные детали ракетной техники и сверхзвуковой авиации. При разработке материалов нового поколения большое значение имеет чистота используемых соединений. Поэтому необходимо проводить аналитический контроль, как исходных, так и получаемых соединений.

Мы использовали многоэлементный метод анализа - атомно-эмиссионную спектрометрию с индуктивно-связанной плазмой (АЭС с ИСП), которая удачно объединяет в себе экспрессность, возможность одновременно определять большой набор элементов разных концентраций, надежность замеров аналитических сигналов, низкие пределы обнаружения.

Метод АЭС с ИСП требует переведения анализируемых образцов в раствор. Выбраны кислоты для растворения образцов и получения устойчивых растворов матричных и определяемых примесных элементов. Растворение нанопорошков рения проводили смесью азотной и хлороводородной кислот (1:3). Рений-титано-ниобиевые сплавы переводят в раствор щелочным сплавлением в присутствии перекиси натрия. Для ускорения разложения проб использовали современные системы: СВЧ-минерализатор Минотавр-2 и микроволновую систему MARS 5.

Исследования проводились на последовательном атомно-эмиссионном спектрометре фирмы «HORIBA JOBIN YVON» – модель «ULTIMA 2» (Франция - Япония). Все используемые реактивы были марки ОСЧ. В работе использовали дважды перегнанную воду. Стандартные растворы рения готовили из металла высокой степени чистоты (99,99%). Стандартные растворы элементов готовили из фиксанала фирмы «Merck».

Предварительный выбор аналитических линий проводили, используя атласы эмиссионной спектроскопии. Проведена оценка спектральных помех. При изучении взаимных влияний определяемых элементов установлено, что при содержании элементов на уровне 0,1 -10 ppm взаимные влияния не проявляются. Проведенные эксперименты показали, что изменения аналитических сигналов в присутствии макроколичеств Re очень отличаются для разных элементов. Увеличение концентрации рения от 10 до 200 ppm не влияло на аналитические сигналы Al, Ca, Co, Cr, Cd, Mg, Mn, Mo, Na, Ni, Zn. В случае Sn и W с увеличением концентрации рения в растворе до 100 ppm, наблюдалось изменение угла наклона градуировочного графика и сдвиг, который особенно заметен для высоких содержаний матрицы (1000 ppm) и низких концентраций определяемых элементов (менее 5 ppb).

Анализ проб проводился по программе, разработанной для определения элементов на фоне рения. В таблице 1 представлены полученные результаты.

Из-за отсутствия стандартных образцов состава анализируемых соединений для подтверждения правильности полученных результатов проводили их сравнение с данными метода масс-спектрометрии с индуктивно-связанной плазмой (МС с ИСП). Получена хорошая сходимость результатов определения разными методами.

Разработанные методики позволили проводить анализ образцов различных соединений рения и определять в них примеси (Al, Ca, Co, Cr, Cd, Mg, Mn, Mo, Na, Ni, Si, Sn, W, Zn), начиная от $1 \cdot 10^{-4}\%$, с хорошими метрологическими характеристиками без предварительного отделения матрицы. Относительное стандартное отклонение (S_r) не превышало 0,16.

Таблица 1. Результаты определения элементов в нанопорошках рения, полученные различными методами (n=3, P=95).

ОПРЕДЕЛЕНИЕ РАЗМЕРОВ И КОНЦЕНТРАЦИЙ НАНООБЪЕКТОВ В ОБЛУЧЕННЫХ МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ МЕТОДОМ ПОЗИТРОННОЙ АННИГИЛЯЦИОННОЙ СПЕКТРОСКОПИИ

Графутин В.И.,¹ Прокопьев Е.П.,¹ Кршак В.,² Бурцл Р.,² Хэнер П.,² Земан А.,² Илюхина О.В.,¹ Мясичева Г.Г.,¹ Тимошенко С.П.,³ Фунтиков Ю.В.,¹ Хмелевский Н.О.¹

¹ФГУП ГНЦ РФ Институт теоретической и экспериментальной физики им. А.И.Алиханова, Москва, Россия, e-mail: erprokopiev@mail.ru

²Европейская комиссия, Институт Энергии, Петтен, Нидерланды

³Московский Государственный Институт Электронной Техники, Зеленоград, Россия

Показано, что одним из эффективных методов определения размеров нанобъектов (вакансий, вакансионных кластеров), свободных объемов пор, полостей, пустот, их концентраций и химического состава в месте аннигиляции имплантированных позитронов в пористых системах, некоторых дефектных материалах и особенно в металлах и сплавах является метод позитронной аннигиляционной спектроскопии (ПАС). Дан краткий обзор экспериментальных исследований нанодфектов в конструкционных реакторных материалах (облученных металлах и сплавах).

В данной работе на основании исследований сталей реактора ВВЭР-440 показано, что при нейтронных флюенсах $\approx 10 \cdot 10^{20}$ см⁻² все позитроны захватываются дефектами. При этом экспериментально измеренное время жизни позитронов в этих дефектах относительно аннигиляции составляет величину 250-260 пс. Такому времени жизни должны соответствовать дефекты с радиусами $\approx 2-3$ Å (то есть с диаметрами 5-6 Å). Отсюда делается вывод, что под действием нейтронного облучения образуются небольшие вакансионные кластеры из 5-6 вакансий. Таким образом, методом ПАС возможно определять размеры и концентрации нанодфектов в облученных конструкционных реакторных материалах на основе предложенной в работе аналитической модели связанного состояния позитрона на нанодфекте. Эта модель может быть использована для качественного объяснения особенностей процесса аннигиляции в дефектных металлах и оценок радиусов вакансий и пор малых (ангстремных и нанометровых) размеров. Приведены оценки радиусов дефектов вакансионного типа в железе.

Список литературы:

1. В.И. Графутин, О.В. Илюхина, Г.Г. Мясичева, Е.П. Прокопьев, С.П. Тимошенко, Ю.В. Фунтиков, Ю.А. Чаплыгин. Применение и развитие методов позитронной аннигиляционной спектроскопии для определения размеров нанобъектов в пористых системах, дефектных материалах и наноматериалах. Наноструктуры. Математическая физика и моделирование, 2010, том 2, № 2, с.15–42.
2. Р.Бурцл, В.И.Графутин, А. Зеeman, В. Кршак, О.В.Илюхина, Г.Г.Мясичева, Е.П.Прокопьев, С.П.Тимошенко, Ю.В.Фунтиков. Размеры и концентрации нанобъектов в облученных металлах и сплавах по данным метода позитронной аннигиляционной спектроскопии. Научная Онлайн-Библиотека Порталус: <http://www.portalus.ru/modules/science/data/files/prokopiev/Metal-Positron-Annihilation.doc>
3. И.Графутин, Р.Бурцл, А. Зеeman, В. Кршак, О.В.Илюхина, Г.Г.Мясичева, Е.П.Прокопьев, С.П.Тимошенко, Ю.В.Фунтиков. Определение размеров и концентраций нанобъектов в облученных металлах и сплавах методом позитронной аннигиляционной спектроскопии. В кн.: (VI Международная научная конференция «Прочность и разрушение материалов и конструкций»: Материалы конференции.- 20-22 октября 2008 г. Оренбург, Россия / Науч. ред. С.Н. Летута, Г.В. Клевцов: Изд-во ГОУ ОГУ, 2010.-688 с.). С.368-377. <http://www.mksphys.ru/Reports.php?ConfId=10>
4. Р.Бурцл, В.И.Графутин, А. Зеeman, В. Кршак, О.В.Илюхина, Г.Г.Мясичева, Е.П.Прокопьев, С.П.Тимошенко, Ю.В.Фунтиков. Размеры и концентрации нанобъектов в облученных металлах и сплавах по данным метода позитронной аннигиляционной спектроскопии. Научная Онлайн-Библиотека Порталус: <http://www.portalus.ru/modules/science/data/files/prokopiev/Metal-Positron-Annihilation.doc>

ОПРЕДЕЛЕНИЕ СОСТАВОВ СОСУЩЕСТВУЮЩИХ ФАЗ В БИНАРНЫХ СИСТЕМАХ МЕТОДОМ СОПРОВОЖДАЮЩИХ ПАРАБОЛ

Захаров А.Ю., Шнайдер А.А.

Россия, Новгородский государственный университет имени Ярослава Мудрого
Anatoly.Zakharov@novsu.ru, schneider@mail.natm.ru

DETERMINATION OF COEXISTING PHASES COMPOSITIONS IN BINARY SYSTEMS BY THE MOVING PARABOLAS METHOD

Zakharov A.Yu., Schneider A.A.

A simple fast algorithm of the conodes calculation in binary systems is proposed. The method is based on exact solution of the problem on common tangent to pair of approximating parabolas. Sequence of approximating parabolas pairs having second order tangency points on separated concave parts of free energy isotherm is generated. The sequences of the tangency points pairs conodes with approximating parabolas converge to equilibrium compositions of phases in binary systems.

Свободная энергия $\Phi(x)$ бинарной системы при постоянном объеме V или давлении P и температуре T является функцией только состава системы x . Равновесные фазовые составы \tilde{x}_i в бинарной системе определяются, как точки касания общей касательной (коноды) с графиком кривой свободной энергии $\Phi(x)$. Таким образом, проблема нахождения составов сосуществующих фаз в бинарной системе сводится к чисто математической задаче поиска коноды к данной функции $\Phi(x)$. Существующие методы решения этой задачи [1] требуют большого числа итераций для получения точности порядка 10^{-3} .

Мы представляем метод быстрого нахождения составов сосуществующих фаз в бинарных системах, основанный на точном нахождении общих касательных к последовательности пар парабол, аппроксимирующих свободную энергию на участках вогнутости, разделённых участком выпуклости.

Алгоритм решения задачи состоит в следующем:

В каждом из участков вогнутости графиков функции $\Phi(x)$ в нулевом приближении выбирается по одной точке $x_1^{(0)}$, $x_2^{(0)}$.

Составляются уравнения парабол, аппроксимирующих кривую $\Phi(x)$ в точках $x_1^{(0)}$ и $x_2^{(0)}$, соответственно.

Точно аналитически решается задача обнаружения концов коноды аппроксимирующим параболам.

Абсциссы концов коноды $x_1^{(1)}$ и $x_2^{(1)}$, к аппроксимирующим параболам выбираются в качестве начальных в первом приближении.

Выполнение итераций прекращается по достижении заданной точности.

В качестве точек начального приближения нужно выбирать точки по разные стороны выпуклого участка кривой $\Phi(x)$, за исключением точек, в которых вторая производная близка к 0. Для двухфазных систем нет необходимости отслеживать точки перегиба с целью точного определения интервала выпуклости. Т.к. в качестве начальных, можно выбрать заведомо не принадлежащие выпуклой зоне – вплоть до выбора $x_1^{(0)} \rightarrow 0$ и $x_2^{(0)} \rightarrow 1$.

Уравнения парабол аппроксимирующих свободную энергию в окрестностях точек $x_k^{(0)}$ имеют вид:

$$f_k^{(0)}(x) = a_k^{(0)} + b_k^{(0)}(x - x_k^{(0)}) + \frac{c_k^{(0)}}{2}(x - x_k^{(0)})^2, \quad (k = 1 \div 2), \quad (1)$$

где

$$a_k^{(0)} = \Phi(x_k^{(0)}); \quad b_k^{(0)} = \Phi'(x_k^{(0)}); \quad c_k^{(0)} = \Phi''(x_k^{(0)}) \quad (2)$$

значения функции $\Phi(x)$ и её производных первого и второго порядков в точках $x_1^{(0)}$, $x_2^{(0)}$.

Уравнения касательных к каждой из парабол в точках $x_k^{(1)}$, $x_2^{(1)}$ имеют вид:

$$y_k^{(1)}(x) = f_k^{(0)}(x_k^{(1)}) + f_k^{(0)'}(x_k^{(1)})(x - x_k^{(1)}), \quad (k = 1 \div 2). \quad (3)$$

Условие совпадения касательных (3) при $k=1$ и $k=2$ соответствует общей касательной к аппроксимирующим параболом (1) и представляет собой систему двух уравнений относительно двух абсцисс точек касания $x_1^{(1)}$ и $x_2^{(1)}$, и решается в переменных отклонения от начального приближения $\Delta x_i^{(1)} = x_i^{(1)} - x_i^{(0)}$.

Задание точности может быть осуществлено несколькими способами. Самый простой способ остановки итерационного процесса задаётся выполнением следующего условия:

$$|\Delta x_1^{(n+1)}| + |\Delta x_2^{(n+1)}| \leq \varepsilon, \quad (4)$$

где ε некоторая заранее заданная точность. В частности, это может быть точность экспериментальных исследований или любая другая точность.

Для реализации алгоритма была написана короткая программа в оболочке Mathematica 5.0, вывод результатов для удобного графического представления был осуществлён в Excel. Применение метода к ряду модельных потенциалов показало уверенную работоспособность метода. Для нахождения точек касания с точностью 10^{-4} достаточно не более трёх итераций. Каждая из итераций состоит в точном вычислении значений функции $\Phi(x)$, ее первой и второй производной в начальных точках $x_i^{(n)}$, а затем, с их помощью $x_i^{(n+1)}$.

В качестве примера рассмотрены следующие модельные потенциалы свободной энергии: свободная энергия в виде полинома четвертой степени (рис. 1.а); свободная энергия Ван-дер-Ваальса (рис. 1.б); свободная энергия Редлиха-Кистера (рис. 1.в).

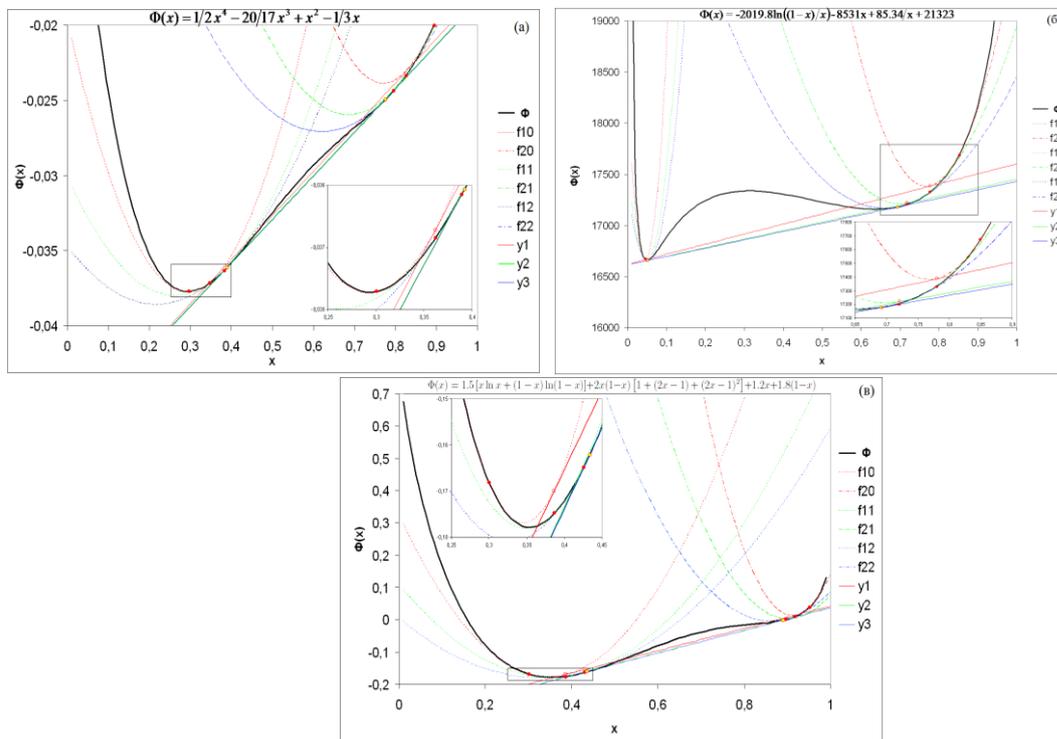


Рис.1. Поиск конгод к модельным потенциалам свободной энергии. Обозначения: чёрная кривая – $\Phi(x)$, пунктирные кривые – аппроксимирующие параболы различных приближений, прямые линии – касательные. Выделенные точки – точки графика свободной энергии, которых к нему строится квадратичное приближение. Выколотые точки – точки касания общей касательной к двум аппроксимирующим параболом на n -м шаге.

Представленный метод базируется на точном последовательном нахождении общих касательных к парам парабол, которые аппроксимируют свободную энергию на участках вогнутости с последующим использованием в качестве начальных точек следующего приближения, те точки функции, которые имеют такие же абсциссы, как и точки касания общей касательной с аппроксимирующими парабололами.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации (программа "Научные и педагогические кадры современной России" на 2009-2013 г., проект 11324) и Отделения химии и наук о материалах РАН.

Список литературы:

M. Hillert. Phase equilibria, phase diagrams and phase transformations. Cambridge e.a.: Cambridge University Press, 2008.

ИЗУЧЕНИЕ ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДАМИ ЛАЗЕРНОЙ ИНТЕРФЕРОМЕТРИИ

Кесарийский А.Г.,¹ Кондращенко В.И.,² Кендюк А.В.,² Семак А.В.,² Тарарушкин Е.В.²

¹Украина, ООО «Лаборатория комплексных технологий», *algeo@rambler.ru*

²Россия, Московский государственный университет путей сообщения, *kondrashchenko@mail.ru*

STUDY OF THE PROCESSES OF DEFORMATION AND DESTRUCTION OF STRUKTURAL MATERIALS BY THE METHOD OF LASER INTERFEROMETRY

Kesariiskiy A.G., Kondrashchenko V.I., Kenduk A.V., Semak A.V., Tararushkin E.V.

Fields of deformation of the construction materials have been studied by the method of holographic interferometry.

Одним из эффективных путей изучения процессов деформирования и разрушения таких сложноструктурированных систем, как, например, строительные материалы, является непрерывная регистрация пространственного деформационного поля исследуемого объекта синхронно с воздействием нагрузок. При этом, учитывая особенности их структуры, разрешающая способность по месту локализации деформаций должна быть не менее нескольких миллиметров, чувствительность к перемещениям – доли микрометра, а временная дискретность измерений, в зависимости от цели исследований, – от десятков часов до долей секунды. В настоящее время решение этой задачи в предельной постановке (3-D поля деформаций по объему детали) представляется затруднительным, но ограничение информационного потока набором данных, снимаемых с поверхности исследуемого объекта, делает решение такой задачи технически доступной и экономически целесообразной.

В наибольшей степени поставленным требованиям отвечают методы исследования полей деформаций и перемещений, основанные на корреляции амплитудно-фазовых полей электромагнитного излучения, отраженного исследуемой поверхностью. К таким методам относится голографическая и спекл-интерферометрия, электронная корреляционная интерферометрия и методы, основанные на количественной корреляции оптических изображений.

Опыт экспериментальных исследований показал, что для решения задач механики деформирования и разрушения строительных материалов весьма эффективно применение методов лазерной голографической интерферометрии. Важным их преимуществом является получение деформационных полей реальных объектов без предварительной подготовки поверхности и наличия какого-либо механического контакта измерительной системы с образцом. Чувствительность методов к перемещениям составляет доли микрометра, а точность локализации элементов деформационного поля достигает 0,5-1,0 мм даже без применения дополнительных оптических устройств. Особенно важной и информативной оказалась возможность этих методов регистрировать нормальную компоненту вектора перемещений по всей исследуемой поверхности.

В качестве примера, на рис. 1 показана интерферограмма образца бетона на плотном щебне при воздействии сжимающей нагрузки. Регистрация перемещений поверхности аншлифа проводилась по методу двух экспозиций с перепадом тестирующей нагрузки $\Delta\sigma = 1,35$ МПа. На полученной интерферограмме легко обнаруживается зона 1, образованная поворотом щебневидного заполнителя, магистральные трещины, которые формируют блок 3, а также зоны 2, 4, 5 и 6, представляющие собой «фрагменты-замки», отделившиеся от основных блоков.

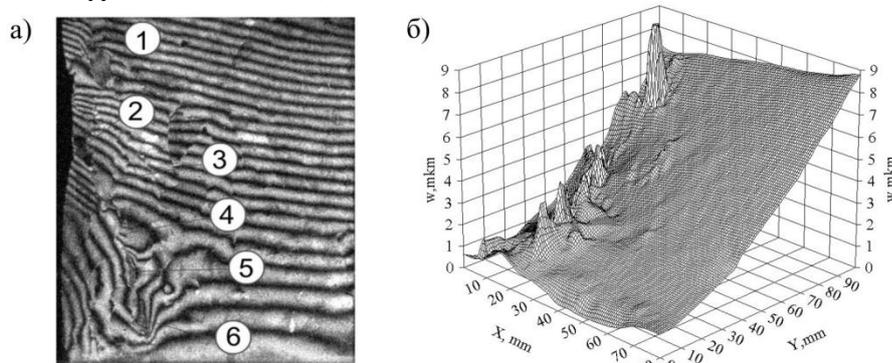


Рис. 1. Интерферограмма (а) и 3-D график поля перемещений (б), полученные для $\sigma_{\max} = 30,6$ МПа (85 % от уровня разрушающих напряжений)

Исследование бетона на пористом заполнителе показывает существенные отличия в механизме разрушения образца (рис. 2).

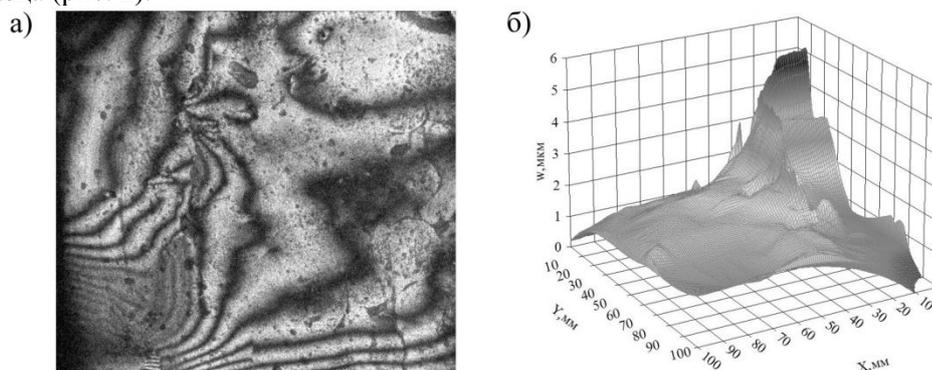


Рис. 2. Интерферограмма (а) и 3-D график поля перемещений (б), полученные для $\sigma_{\max} = 10,89$ МПа (89 % от уровня разрушающих напряжений)

На интерферограмме отчетливо видны активная зона пластической деформации и магистральная трещина, пересекающая образец. Исследования показывают, что пористый заполнитель существенно сглаживает пиковые напряжения и значительно снижает количество стадий перераспределения напряжений. Формирующиеся блоки предрасположены к пластической деформации и имеют меньшее число «замковых» зон, чем у бетона на плотном заполнителе.

Особенно эффективно применение лазерно-голографических методов для анализа сложноструктурированных материалов со слабыми связями между заполнителем и связующим. Так, например, для образца из арболита, нагруженного до уровня напряжений, не превышающих 25 % от разрушающих, на интерферограммах обнаруживаются только отдельные локальные отслоения поверхностных элементов. Общий характер деформирования при этом соответствует деформации изотропного тела. Превышение же этого уровня приводит к кардинальному изменению характера деформирования. На рис. 3 представлена интерферограмма образца из арболита при его сжатии.

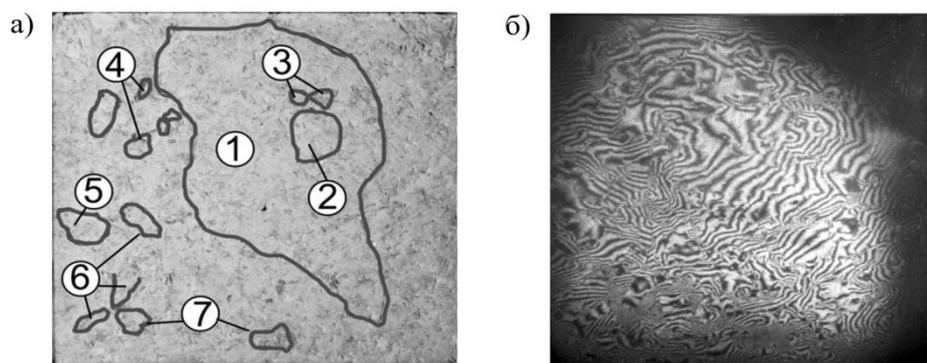


Рис. 3. Фотография поверхности образца арболита с контурами аномальных зон (а) и интерферограмма (б), полученные для $\sigma_{\max} = 316$ кПа (39 % от уровня разрушающих напряжений)

На интерферограмме переходной фазы деформирования арболита видно, что единая цельная структура превращается в конгломерат отдельных элементов, связанных геометрическим замыканием. Зона 1 представляет собой низкоградиентный участок перемещений, сохраняющий свойства исходного материала. Однако даже в этой зоне идут локальные деления на крупные 2 и мелкие 3 фрагменты. В остальной части образца присутствуют фрагменты, которые выкрашиваются 4. Имеются более жесткие участки 5, которые сохраняют локальную целостность, а так же зоны с различными градиентами поворота 6 и участки сверхвысоких деформаций 7, соответствующие по характеру изменения зонам локальной текучести.

Таким образом, применение лазерно-интерференционных методов для анализа деформаций и разрушения сложнструктурированных композитов позволило, на примере строительных материалов, выявить особенности их поведения под нагрузкой, заключающиеся в образовании еще на ранней стадии нагружения фрагментов, окаймленных по контуру узкой зоной высокоградиентных деформаций.

ДИФРАКТОМЕТР ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ СИЛЬНО ПОГЛОЩАЮЩИХ НЕЙТРОНЫ МАТЕРИАЛОВ В ИЯИ РАН

Клементьев Е.С.,^{1,2,3} Матвиенко В.Н.,⁴ Садыков Р.А.,¹ Коптелов Э.А.¹

¹Институт ядерных исследований РАН, Москва, Россия, clement@inr.ru

²НИЦ «Курчатовский институт», Москва, Россия

³НИЯУ МИФИ, Москва, Россия

⁴РФЯЦ-ВНИИТФ, Снежинск, Россия

DIFFRACTOMETER FOR MATERIALS WITH HIGH NEUTRON ABSORPTION AT INR RAS

Clementyev E.S.,^{1,2,3} Matvienko V.N.,⁴ Sadykov R.A.,¹ Koptelov E.A.¹

¹Institute for Nuclear Research RAS, Moscow, Russia, clement@inr.ru

²NRC "Kurchatov institute", Moscow, Russia

³National research nuclear university MEPHI, Moscow, Russia

⁴RFNC-VNIITF, Snezhinsk, Russia

Neutron diffraction is an indispensable tool to study structural properties of materials and nanomaterials. The limitations of this experimental technique caused by high neutron absorption in samples containing B, Cd, Gd, Sm, Er, Pu, In are not severe at epithermal neutron energies ($E > 0.5$ eV). A new diffractometer Gradus at the Neutron complex at INR RAS is designed for the structural studies of materials with high neutron absorption. The present here the project of this time-of-flight neutron instrument. The specific feature of Gradus is a small range of scattering angles and a very good collimation of the epithermal neutron beam. The resolution of the instrument was estimated depending on the interplanar spacing of a

sample, the scattering angle, the neutron pulse length, geometrical parameters of the instrument. We briefly discuss the areas of scientific applications of Gradus including the studies of nanomaterials.

Нейтронная дифракция на основе пучков тепловых нейтронов является высокоинформативным экспериментальным методом для исследования структуры и фазовых переходов в материалах и наноматериалах. Существенные ограничения на данную методику накладывает сильное поглощение нейтронов в материалах, содержащих такие элементы, как бор, кадмий, гадолиний, самарий, европий, эрбий, плутоний, индий, многие из этих систем являются важными материалами для энергетики и нанотехнологий. Проблему высокого поглощения можно решить при помощи использования пучков эпитепловых нейтронов, поскольку им соответствует намного меньшее значение сечения захвата нейтронов. Нейтронный комплекс ИЯИ РАН с источником ИН-06 на основе испарительно-скальывающей реакции имеет пучки с жестким нейтронным спектром и высокой плотностью потока эпитепловых нейтронов по сравнению с прочими нейтронными центрами РФ. Потому именно на данном источнике нейтронов целесообразно развитие методики структурных исследований при помощи эпитепловых нейтронов с энергией более 0.5 eV.

Представлен проект установки «Градус» на импульсном источнике нейтронов ИН-06 в ИЯИ РАН, предназначенной для структурных исследований сильно поглощающих нейтроны материалов и наноматериалов при помощи рассеяния эпитепловых и горячих нейтронов. Установка основана на методе по времени пролета нейтронов. Ключевой особенностью данной установки является использование хорошо коллимированного (~10 угловых минут) пучка нейтронов и рассеяние на малые углы (от 1.5 до 6 градусов). Были рассчитаны зависимости функции разрешения дифрактометра от межплоскостного расстояния образца, угла рассеяния, длительности нейтронного импульса и геометрических параметров установки. Сделаны оценки для оптимальной толщины образцов в зависимости от изотопного состава для сильно поглощающих нейтроны изотопов. Рассмотрены области научного применения новой установки для исследования материалов, в том числе и наносистем. Были выбраны параметры, соответствующие оптимальным светосиле и разрешению по межплоскостному расстоянию.

Для исследования функциональных материалов, в том числе и наноматериалов на дифрактометре «Градус» разрабатываются системы, позволяющие получать экстремальные условия на образце: высокое давление предусмотрены (вплоть до нескольких десятков кбар для образцов объемом в единицы куб. см), высокое импульсное магнитное поле (до 30 Тл), предусматривается широкий интервал температур.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ВЯЗКОСТИ РАЗРУШЕНИЯ УПРУГОПЛАСТИЧНЫХ ПОЛИМЕРОВ МЕТОДОМ ИНДЕНТИРОВАНИЯ

Крень А.П., Рудницкий В.А.

Беларусь, Институт прикладной физики НАН Беларуси, alekspk@iapf.bas-net.by

DETERMINATION OF FRACTURE TOUGHNESS OF ELASTOPLASTIC POLYMERS BY DYNAMIC INDENTATION

Kren A.P., Rudnitsky V.A.

The possibility of determining the critical stress intensity factor by the dynamic indentation is discussed. The expressions relating the fracture toughness, hardness and elastic modulus of the material are derived. Results of tests of samples from PMMA and polystyrene are considered.

Вязкость разрушения (трещиностойкость) является одним из основных параметров, которые используются при расчетах различных конструкций и оценке их остаточного ресурса, а способы ее измерения вошли в стандарты всех промышленно развитых стран. Главным недостатком методик, заложенных в данные стандарты, является необходимость изготовления специальных образцов требуемой формы и размеров с наведенной в заданном месте образца трещиной. Сложная подготовка

к испытаниям не позволяет широко использовать стандартные методики на практике, а тем более для неразрушающего контроля непосредственно изделий. В этой связи существует острая необходимость разработки методик контроля, которые могли бы дать объективную оценку трещиностойкости по результатам альтернативных испытаний. Одним из наиболее перспективных методов для оценки силового критерия вязкости разрушения – критического коэффициента интенсивности напряжений K_{1c} материалов является метод вдавливания индентора. Для его реализации по известным методикам в качестве основного оборудования при проведении измерений применяется твердомер Виккерса с алмазным четырехгранным наконечником [1, 2], а в расчетах используются размеры, количество трещин и механические характеристики материалов. Однако при такой постановке метод обладает рядом недостатков, основными из которых является сложность в точном определении размеров трещин на оптически непрозрачных материалах [3], громоздкость оборудования, а также необходимость создания трещины, т.е. локального разрушения материала. Указанные положения определили цель настоящей работы разработать и апробировать методику расчета K_{1c} исходя из данных локального контактного нагружения материала на стадии предшествующей разрушению.

Исходным положением, которое было взято в основу исследования является утверждение о том, что напряженно-деформированное состояние на конце трещины близко к тому, которое развивается при внедрении индентора в материал [4]. Это в свою очередь позволяет утверждать, что при получении соответствующих уравнений для расчета K_{1c} по результатам локального деформирования, значения трещиностойкости, определенные стандартным методом испытаний и методом индентирования, будут близки. Необходимо упомянуть и тот факт, что при индентировании острым конусом, как это было сделано в настоящей работе, в материале возникают растягивающие напряжения, ответственные за развитие медианной трещины, аналогичной трещине нормального отрыва при испытании на трещиностойкость [4]. Максимальные растягивающие напряжения возникают на границе упруго-пластического перехода. Также в работе [4] отмечается, что если нормальное напряжение в центре отпечатка достигает значения критического напряжения разрушения σ_c , то удельная работа деформирования при индентировании сопоставима с удельной работой деформирования в вершине трещины. Поэтому можно ожидать, что работа, затрачиваемая при индентировании материала, отнесенная к единице контактной поверхности W_{if} связана с работой, необходимой для создания и роста трещины W_f .

При вдавливании острого конуса W_{if} , которая полагается равной W_f , может быть рассчитана по формуле:

$$W_{if} = W_f = (\sin(\gamma/2)/\pi R_f^2) \int_0^{\alpha_f} P d\alpha \quad (1)$$

где P — контактное усилие, α_f — критическая глубина вдавливания, при которой $W_{if} = W_f$, R_f — критический радиус отпечатка, γ — угол при вершине конуса.

Таким образом, для расчета вязкости разрушения по известной формуле Гриффитса (2) необходим четкий критерий, который определял бы значение α_f .

$$K_{1c} = \sqrt{2W_f E_M} \quad (2)$$

где E_M — модуль упругости материала.

Такой критерий был получен на основании использования параметра поврежденности F , предложенного в работах [5-7]. С ростом поврежденности модуль упругости материала уменьшается вплоть до нуля, что означает полное разрушение структурированного материала. При разрушении образуются новые макроповерхности разрыва сплошности (макротрещины) и происходит разделение деформируемого тела. Если рассматривать процесс индентирования, то при вдавливании индентора под ним также существует область, где происходит активное накопление микродефектов, отражающееся на значении измеряемого модуля упругости.

В результате математических преобразований было получено выражение, связывающее трещиностойкость с твердостью H и модулем упругости материала на критической глубине вдавливания острого индентора:

$$K_{1c} = \sqrt{\frac{2}{3} H \alpha_f E_M \sin\left(\frac{\gamma}{2}\right)} \quad (3)$$

Экспериментальная проверка осуществлялась на образцах из полиметилметакрилата в состоянии поставки, а также подвергшемся механической обработке и ультрафиолетовому

облучению. Связь значений, полученных методом динамического индентирования и по результатам испытания стандартных «компактных» образцов, показана на рис. 1.

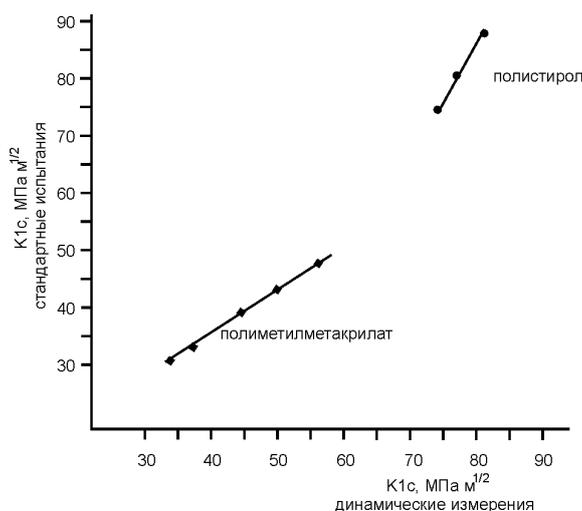


Рисунок 1 — Соответствие трещиностойкости, измеренной различными методами

Из рис. 1 видно, что полученная линейная зависимость является устойчивой и может использоваться при разработке методик и оборудования для неразрушающего контроля трещиностойкости.

Список литературы :

1. Mencik J. Glass science and technology. Vol. 12. Elsevier Amsterdam, 1992. P.172.
2. Bourhis E. Le. Indentation of glass as a function of temperature. // Journal of non-crystalline solids. 2000. № 272. P. 34-38.
3. Крень А.П. Определение критического коэффициента интенсивности напряжений стекла в условиях упругого контакта методом динамического индентирования // Проблемы прочности 2009. № 6. С. 51-60.
- A. Baron, J. Bakhracheva, A. Osipenko Fracture toughness estimation by means of indentation test // Mechanika. 2007. Nr.5(67) P. 33-36.
4. Fischer-Cripps, A.C. Introduction to Contact Mechanics / A.C. Fischer-Cripps. Springer, 2007. P. 221.
5. Астафьев В. И., Григорова Т. В., Пастухов В. А. Влияние поврежденности материала на напряженно - деформированное состояние в окрестности вершины трещины при ползучести. // ФХММ. 1992. Т. 28, N 1. С. 5-11.
6. Одинг И.А., Либеров Ю.М. Появление субмикроскопических трещин в статически деформируемых пластичных материалах // Металлургия и горное дело. 1964. № 2. С. 85-91.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПОЛОЖЕНИЯ КРИВЫХ ХЛАДНОЛОМКОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

Кудря А.В., Кузько Е.И., Скородумов С.В., Арсенкин А.М. *

*Россия, НИТУ «МИСиС»,
ИМЕТ РАН, alex_arsenkin@yahoo.com

DETERMINATION OF COLD BRITTLENESS CURVES POSITION OF CONSTRUCTIONAL STEELS

Kudrya A.V., Kuzko E.I., Skorodumov S.V., Arsenkin A.M.

For the significant estimation of small position differences of serial curves at limited number of samples and natural dispersion of measurements, the estimation algorithms of statistical dependence of their differences have been tested.

Склонность к хрупкому разрушению конструкционных сталей определяли на основе сериальных ударных испытаний образцов с надрезом типа Шарпи и Менаже в интервале температур испытания + 20...-196 °С. Проведение сериальных ударных испытаний и определение температуры вязко-хрупкого перехода осуществляли в соответствии с рекомендациями ГОСТ 9454 на маятниковом копре Amsler RKP-450 (Zwick/Roell) с энергией удара маятника 300 либо 450 Дж.

Для достоверной оценки малых различий в положении сериальных кривых, особенно при ограниченном числе образцов и естественном при ударных испытаниях рассеянии измерений требуется оценка статистической значимости наблюдаемых различий.

С целью объективного описания измеренной на n образцах сериальной кривой $z(t_i)$ ($z = KCU, KCV$ - ударная вязкость), ее обычно аппроксимируют S-образной кривой заданного вида $Z(\mathbf{a}, t)$ с m параметрами $a_1, a_2, a_3, \dots, a_m$ [1]. Некую функцию от вектора параметров \mathbf{a} назначают показателем хладноломкости. Определение \mathbf{a} из равноточных и взаимно независимых измерений $z(t_i)$ – частный случай нелинейной регрессии. Наилучшие значения $a_1, a_2, a_3, \dots, a_m$ соответствуют минимуму нормированной суммы квадратов отклонений $Z(\mathbf{a}, t_i)$ от измеренных $z(t_i)$.

$$M(\mathbf{a}) = \frac{1}{n} \cdot \sum_{i=1}^n [Z(\mathbf{a}, t_i) - z(t_i)]^2 \quad 1)$$

Качество аппроксимации в целом оценивает остаточная дисперсия:

$$\sigma^2_{II} = \frac{M_{\min}(\mathbf{a})}{n - m} \quad 2)$$

В нашем случае для измеренных в ходе сериальных ударных испытаний значений вязкости и температур (V, T) строилась аппроксимация вида

$$f(T) = \frac{(B + A)}{2} + \frac{(B - A)}{2} \cdot th\left[\frac{T - T_0}{C}\right] \quad 3)$$

где:

A – уровень нижней полки кривой хладноломкости,

B – уровень верхней полки,

C – параметр ширины вязко-хрупкого перехода,

T_0 – температура, соответствующая середине вязко-хрупкого перехода,

и определялся минимум функции:

$$S^2(A, B, C, T_0) = \sum [(f(T) - V(T))^2] \quad 4)$$

В качестве дисперсии каждого из найденных параметров A, B, C, T_0 принимались такие отклонения этого параметра (одно из двух возможных направлений - максимальное по абсолютной величине), что $S^2 = 2S^2_{\min}$, при этом остальные параметры соответствовали положению оптимума. Для каждой аппроксимации определялась остаточная дисперсия

$$\sigma_{ост} = \sqrt{\left[\frac{S^2(A, B, C, T_0)}{(N - 4)} \right]} \quad 5)$$

где N – количество пар (V, T) в серии испытанных образцов.

Для трубных сталей класса прочности К65 такой подход позволил сопоставить различные варианты по хладноломкости, и дать рекомендации по расширению температурного интервала испытаний при оценке склонности к хрупкому разрушению металла труб в сопоставлении с действующими нормами.

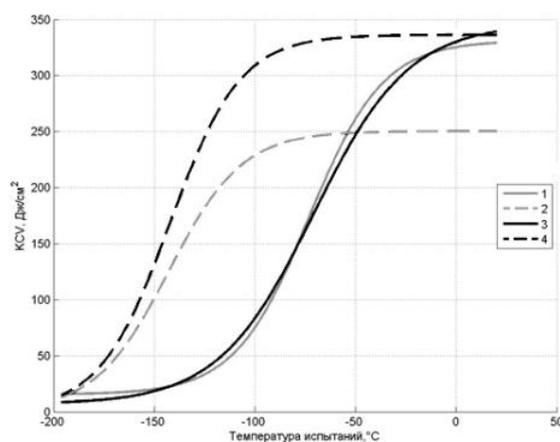


Рисунок 1 - Кривые хладноломкости сталей класса прочности К65

По измерениям изломов показано, что наиболее удовлетворительно изменению ударной вязкости с температурой испытания соответствовало изменение величины таких параметров макрогеометрии излома как абсолютная величина поперечной деформации образца и уширение у выбега трещины.

Для стали 15Х2НМФА такой подход к построению серийной кривой (рис. 2) позволил однозначно сопоставить хладноломкость металла после различных видов термической обработки, в условиях широкого разброса значений работы разрушения, типичного для такого типа материалов.

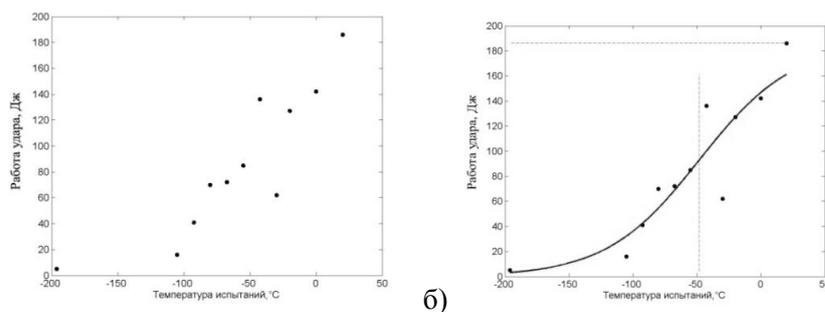


Рисунок 2 - Кривые хладноломкости стали 15Х2НМФА: а – экспериментальные значения, б – аппроксимация методом максимума правдоподобия

Список использованной литературы:

1. Штремель М.А. // МиТОМ. 2008. № 11. С. 37-51

ИНФОРМАТИВНОСТЬ ГЕОМЕТРИИ ИЗЛОМОВ ПОСЛЕ РАЗЛИЧНЫХ ВИДОВ МЕХАНИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ ДЛЯ ОЦЕНКИ РАЗЛИЧИЙ СОСТАВОВ И ТЕХНОЛОГИЙ

Кудря А.В., Соколовская Э.А., Арсенкин А.М.,* Скородумов С.В., Тепина Е.А., Папина К.Б.

Россия, НИТУ «МИСИС», ИМЕТ РАН*, alex_arsenkin@yahoo.com

THE INFORMATIVITY OF FRACTURE SURFACE STRUCTURE AFTER VARIABLE TYPES OF MECHANICAL TESTS FOR ASSESSMENT OF DIFFERENCE OF CHEMICAL CONTENTS AND TECHNOLOGIES.

Kudrya A.V., Sokolovskaya E.A., Arsenkin A.M., Skorodumov S.V., Tepina E.A., Papina K.B.

For a wide class of steels the relationship of fracture surface structure and ductility irregularity of constructional steels has been assessed.

Неоднородность структуры не всегда видна в оптическом микроскопе, но может быть выявлена при анализе изломов (при условии корректного выбора схемы испытания). Например, кластеры субмикронных неметаллических включений по границам перегретых зерен аустенита в стали 38ХНЗМФА-Ш - причина камневидного излома. Их поперечник 100-300 мкм и размер частиц – 1...5 мкм снижает вероятность попадания в плоскость шлифа. Ударные же испытания такой стали выявляют в изломе грубую зернограничную огранку с размером фасетки, соответствующим перегретому зерну аустенита, и микровязкий рельеф её поверхности [1].

Поверхность разрушения дает существенно больше информации, чем это предусматривается нормативными документами. Например, для изломов ударных образцов из стали 15Х2НМФА построение карт распределения доли зернограничного разрушения (ЗГР) на панорамах, покрывающих всю площадь излома, выявило природу несоответствия температуры вязко-хрупкого перехода (ТВХП) и доли ЗГР (рис.1). Её причина – в различной морфологии ЗГР составляющей: это либо отдельно рассыпанные ЗГР фасетки (рис. 2а), либо их кластеры (рис. 2б), либо зернограничные полосы ликвации (рис. 2в). В последнем случае это соответствует смещению значений ТВХП в область более высоких температур. Такие различия в морфологии излома сопутствуют широкому разбросу вязкости в целом [2].

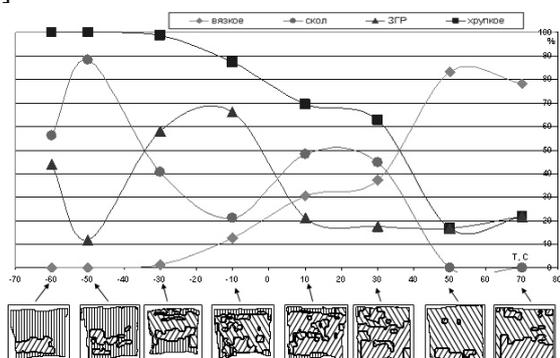


Рисунок 1 - Соотношение различных механизмов разрушения на дне макрохрупкого квадрата при вариации температур испытания, сталь 15Х2НМФА: - вязкий излом, - хрупкий излом по типу скола, - хрупкий излом по типу ЗГР

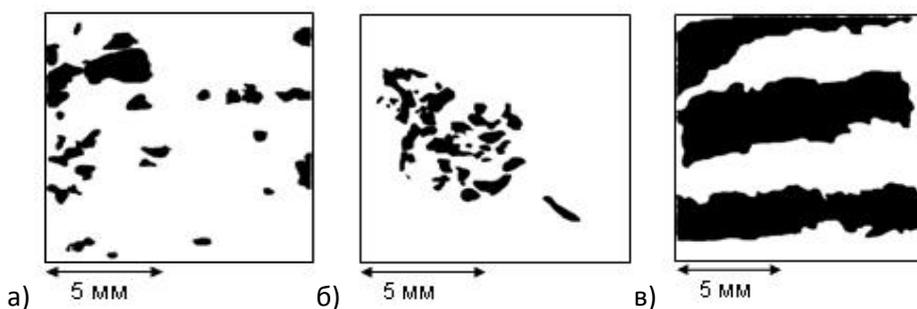


Рисунок 2 - Морфология ЗГР составляющей в изломе, сталь 15Х2НМФА

Систематические измерения изломов ударных образцов трубных сталей (класса прочности К65) в интервале температур испытаний от +20 до -196° также подтвердили информативность параметров их макрогеометрии для сопоставления различных вариантов по вязкости. В частности, показано, что уширение ударного образца в месте выбега трещины - хорошо воспроизводимая (дополнительная) оценка работы разрушения в интервале хладноломкости (рис. 3).

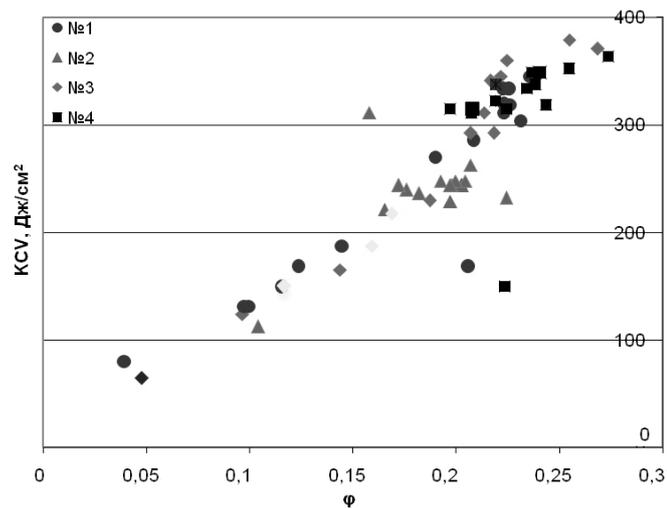


Рисунок 3 - Информативность параметра макрогеометрии излома ударного образца–уширения при выбеге трещины

Испытания на растяжение Z – образцов из толстого высокопрочного листа типа 06Г2МФБ с учетом наблюдаемой повсеместно разнообразной структурной полосчатостью одновременно с записью сигналов АЭ показали, что после сужения в шейку разрушение идет либо по «слабым» поверхностям с образованием хрупких площадок с дальнейшим расслоением листа на пучок лент, разрушающихся вязким срезом, либо по типу «чашечка - конус» без значимых сигналов АЭ до окончательного разделения образца. При этом была обнаружена вытянутость изломов ряда образцов в направлении прокатки - признак анизотропии структуры (рис. 4а) и группы включений различной морфологии, не всегда наблюдаемых металлографически (рис. 4б).

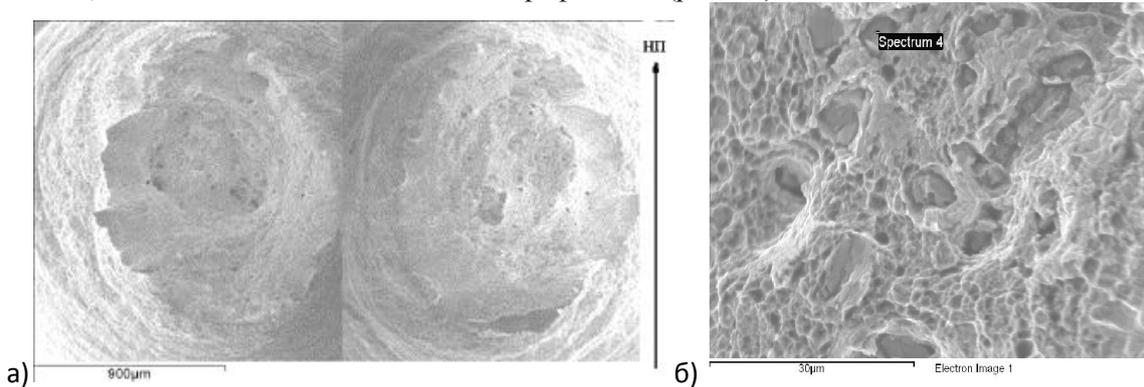


Рисунок 4- Изломы Z-образцов на растяжение (а), скопления включений (б)

Список использованных источников:

1. А.М.Арсенкин, Э.А.Соколовская, С.В.Скородумов, Н.С. Теплухина, Е.Г. Хорева. // Изв. Вуз. Черн.мет.2009..№11.С.38-41
2. А.В. Кудря, С.А. Никулин, Ю.А. Николаев, А.М. Арсенкин, Э.А. Соколовская, С.В. Скородумов, А.А. Чернобаева, Е.И. Кузько, Е.Г. Хорева. // Изв. Вуз.Черн. мет. №9. 2009. С 23-29

ОПРЕДЕЛЕНИЕ КОЭФФИЦИЕНТА ИНТЕНСИВНОСТИ НАПРЯЖЕНИЙ И Т-НАПРЯЖЕНИЙ МЕТОДОМ НАРАЩИВАЕМОЙ ТРЕЩИНЫ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ЦИФРОВОЙ СПЕКЛ-ИНТЕРФЕРОМЕТРИИ

Матвиенко Ю.Г., Одинцев И.Н., Писарев В.С.

Россия, Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, matvienko7@yahoo.com

DETERMINATION OF THE STRESS INTENSITY FACTOR AND THE T-STRESS BY THE CRACK COMPLIANCE METHOD WITH USE OF THE DIGITAL SPECKLE PATTERN INTERFEROMETRY

Matvienko Yu.G., Odintsev I.N., Pisarev V.S.

The methodology of experimental determination of the stress intensity factor and the T-stress is suggested. These investigations are based on the crack compliance method combined with the digital speckle pattern interferometry for measurement of the displacement field around the crack tip. Results of practical applications of the approach are given.

При создании современных моделей и критериев механики разрушения необходимо учитывать не только сингулярную, но и несингулярную компоненту (Т-напряжения) поля напряжений у вершины трещины [1]. Целесообразность этого обусловлена заметным влиянием Т-напряжений на вязкость разрушения, траекторию трещины, зону пластической деформации у ее вершины и пр. В докладе рассматривается методика определения указанных параметров механики разрушения с использованием методов наращиваемой трещины и электронной цифровой спекл-интерферометрии.

Исходными экспериментальными данными для описания поля упругих напряжений в окрестности вершины трещины нормального отрыва в рассматриваемой версии метода являются плоские компоненты перемещений u и v в направлении координатных осей x и y , соответственно (ось x совпадает с направлением трещины). Их интерпретация основана на теоретическом представлении полей перемещений с помощью асимптотического разложения Уильямса:

$$\begin{aligned} u &= \sum_{n=1}^{\infty} \frac{r^{\frac{n}{2}}(1+\nu)}{E} A_n \left\{ \left[k + \frac{n}{2} + (-1)^n \right] \cos \frac{n\theta}{2} - \frac{n}{2} \cos \frac{(n-4)\theta}{2} \right\}, \\ v &= \sum_{n=1}^{\infty} \frac{r^{\frac{n}{2}}(1+\nu)}{E} A_n \left\{ \left[k - \frac{n}{2} - (-1)^n \right] \sin \frac{n\theta}{2} + \frac{n}{2} \sin \frac{(n-4)\theta}{2} \right\}, \end{aligned} \quad (1)$$

где $k = (3-\nu)/(1+\nu)$ (для плоского напряженного состояния), E - модуль Юнга, ν - коэффициент Пуассона материала. (Начало полярной системы координат находится в вершине трещины, угол $\theta = 0$ отвечает положительному направлению оси x в декартовой системе.) Отметим, что в рамках рассматриваемого подхода будем ограничиваться только первыми 4 членами в записанных рядах. Вид упругого поля напряжений в окрестности вершины трещины определяется соотношениями:

$$\sigma_{ij} = \frac{K_1}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta) + T \delta_{xi} \delta_{xj} + A_3 \sqrt{2\pi r} + o(r), \quad K_1 = A_1 \sqrt{2\pi}, \quad T = 4A_2, \quad (2)$$

где K_1 - коэффициент интенсивности напряжений; $f_{ij}(\theta)$ - угловая функция. Второй член определяется как Т-напряжения, действующие вдоль плоскости трещины в направлении ее распространения (δ_{ij} - символ Кронекера). Третий член, пропорциональный величине A_3 , в ряде случаев также может вносить заметный вклад в поле напряжений. Все указанные величины определяются для каждого состояния (длины) трещины.

Поля перемещений регистрируются методом спекл-интерферометрии [2]. Используются классические схемы интерферометра с двумя симметричными относительно оси Z освещающими пучками. (При независимом измерении перемещений u или v оба освещающих пучка лежат в плоскостях xz или yz , соответственно.) Наблюдение с помощью сопряженной с компьютером

высокоразрешающей цифровой видеокамеры осуществляется вдоль нормали к пластине. Связь между порядками полос на интерферограммах и перемещениями определяется соотношениями:

$$u = \frac{N_1 \lambda}{2 \sin \psi}, \quad v = \frac{N_2 \lambda}{2 \sin \psi}, \quad (3)$$

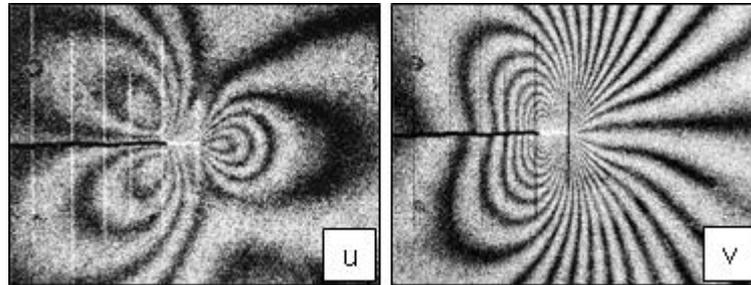
где N_1 и $N_2 = \pm 1, \pm 2, \dots$ представляют собой абсолютные порядки полос в направлении координатных осей x и y , соответственно; λ – длина волны используемого лазерного излучения; ψ – угол между направлениями освещения и наблюдения.

На текущем i -ом шаге испытаний для измерения каждой из компонент перемещений первая экспозиция производится для трещины длиной L_{i-1} . После наращивания ее длины на величину ΔL_i выполняется повторное экспонирование в тех же оптических схемах. Требуемые картины интерференционных полос визуализируются на мониторе компьютера путем численного (попиксельного) вычитания двух изображений, полученных в каждой из частных схем спекл-интерферометра. Наблюдаемые при этом типичные интерферограммы представлены на Рисунке.

Обработка интерферограмм в соответствии с формулами (3) позволяет в произвольно заданной точке объекта определить приращения перемещений $\Delta u_i = u_i - u_{i-1}^*$ и $\Delta v_i = v_i - v_{i-1}^*$. Поля u_i и v_i описываются непосредственно распределениями (1) для трещины длиной L_i , а u_{i-1}^* и v_{i-1}^* представляют собой перемещения в окрестности трещины длиной L_{i-1} , но в системе координат, связанной с вершиной трещины длиной L_i . Вместе с тем, на отрезке $0 \leq r \leq \Delta L_i$, $\theta = \pi$ перемещения $v_{i-1}^* \equiv 0$, поэтому здесь справедливо представление (с учетом ограничения числа членов ряда):

$$\Delta v_i \equiv v_i(r, \pi) \cong \frac{4r^{1/2}}{E} [(A_1)_i - r(A_3)_i], \quad (4)$$

где индекс i при записи искомых коэффициентов $(A_{1,2})_i$ определяет их отнесенность к трещине длиной L_i . Для оценки величин $(A_1)_i$ и $(A_3)_i$ достаточно измерить значения Δv_i в двух точках на указанном отрезке, например, при $r = \Delta L_i$ и при $r = \Delta L_i / 2$.



Картины полос, полученные методом спекл-интерферометрии и характеризующие поля продольных (u) и поперечных (v) перемещений в зоне вершины трещины при наращивании ее длины.

Для перемещений u аналогичное равенство может быть записано лишь для одной точки:

$$\Delta u_i(\Delta L_i, \pi) \equiv u_i(\Delta L_i, \pi) \cong \frac{4\Delta L_i}{E} [\Delta L_i(A_4)_i - (A_2)_i] \quad (5)$$

Экспериментально зарегистрировав величину приращения перемещений в ней, имеем первое уравнение для определения коэффициентов $(A_2)_i$ и $(A_4)_i$. Второе уравнение может быть получено из рассмотрения интерферограммы поля u при дальнейшем приращении длины трещины от L_i до $L_{i+1} = L_i + \Delta L_{i+1}$. Так как в связанной с увеличенной трещиной локальной системе координат $u_{i+1}(0) \equiv 0$, то $\Delta u_{i+1}(0) \equiv -u_i^*(0)$. Иными словами, измеренная на $(i+1)$ -ом шаге в вершине трещины величина $\Delta u_{i+1}(0)$ с точностью до знака равна продольному перемещению перед трещиной длиной L_i на расстоянии $\Delta L_{i+1} = s$ от ее вершины ($\theta = 0$). Таким образом, второе уравнение имеет вид:

$$\Delta u_{i+1}(0) = -\frac{2\sqrt{s}}{E} \left\{ (1-\nu)[(A_1)_i + s(A_3)_i] + 2\sqrt{s}[(A_2)_i + s(A_4)_i] \right\} \quad (6)$$

При этом предполагается, что значения $(A_1)_i$ и $(A_3)_i$ здесь уже определены. После нахождения всех коэффициентов разложения $(A_n)_i$, $n=1 \div 4$, требуемые характеристики напряженного состояния вычисляются согласно выражениям (2). Применение описанного подхода демонстрируется в тестовых экспериментах.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 10-08-00393-а).

Список литературы:

1. Матвиенко Ю.Г. Модели и критерии механики разрушения. М.: Физматлит, 2006. – 328 с.
2. Digital speckle pattern interferometry and related techniques. / Ed. by P.K. Rastogi. John Wiley & Sons, 2001. – 368 p.

ОЦЕНКА РЕНТГЕНОВСКИМИ МЕТОДАМИ ВЕЛИЧИНЫ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ И ИХ ИЗМЕНЕНИЯ В МОДИФИЦИРОВАННЫХ ЭЛЕКТРОННЫМИ ПУЧКАМИ ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Мейснер Л.Л.,^{1,2} Остапенко М.Г.,¹ Гудимова Е.Ю.^{1,2}

¹Учреждение Российской академии наук Институт физики прочности и материаловедения
Сибирского отделения РАН,

²Россия, Национальный исследовательский Томский государственный университет,
thestudent@sibmail.com

X-RAY DIFFRACTION STRESS ANALYSIS OF TINI SUBSURFACE LAYERS MODIFIED BY THE PULSED HIGH CURRENT ELECTRON BEAMS

Meisner L.L.,^{1,2} Ostapenko M.G.,¹ Gudimova E.Yu.^{1,2}

Annotation: An estimate of strain and residual stress in TiNi subsurface layers modified by the pulsed high current electron beams with use of the several procedures which based on a method « $\sin^2 \psi$ » are presented. The first method has allowed to define medial value of residual stress within a depth of penetration of X-rays. The second method has revealed a gradient of residual stress on depth of an analyzed layer. The third method has allowed to define X-ray elastic modules and residual stress corresponding to a certain thickness of the analyzed layer and a crystallographic direction.

Анализ характера распределения полей остаточных напряжений, количественная оценка их уровня и выявление механизмов релаксации имеют важнейшее значение, поскольку в зонах действия этих полей изменяются физико-механические свойства материала. Однако, для понимания природы остаточных напряжений и их связи с микроструктурой и свойствами требуется использование методов, которые позволяют наиболее корректно провести измерения остаточных напряжений, особенно в тех случаях, когда исследуемые материалы характеризуются градиентным составом, структурой и свойствами. Определение остаточных напряжений методом рентгеноструктурного анализа является нетривиальной задачей, поэтому, в данной работе применялся комплексный подход с использованием различных методов рентгеноструктурного анализа, которые позволяют получить картину распределения напряжений по глубине от поверхности в образцах $Ti_{49,5}Ni_{50,5}$, а также оценить значения упругих модулей в этих слоях. Геометрия съемок с симметричным расположением падающего и отраженного рентгеновского пучка относительно поверхности образца (глубина проникновения рентгеновских лучей $h \geq 10$ мкм), не позволяет учесть влияние неоднородности структуры. В этих случаях предпочтительным является использование асимметричной геометрии съемок, которая позволяет изменять толщину анализируемых слоев для анализа фазового состава структуры поверхностных слоев, в том числе, градиентных структур.

Работа посвящена сравнению трех методик рентгеноструктурного анализа для оценки остаточных напряжений, возникающих в приповерхностных слоях никелида титана после электронно-пучковых воздействий.

В работе исследовались образцы из сплава $Ti_{49,5}Ni_{50,5}$, которые подвергались импульсным электронно-пучковым воздействиям с использованием источника сильноточных электронных пучков низкой энергии при плотности энергии в пучке $E=20$ Дж/см², $\tau=150$ мкс, $N=5$. Рентгеновские исследования структурно-фазовых состояний $Ti_{49,5}Ni_{50,5}$, измерение величин микродеформаций и остаточных напряжений методом « $\sin^2\psi$ » (в различных его модификациях) проводили на дифрактометре ДРОН-7 в CoK_{α} -излучении используя симметричную и асимметричную схему рентгеновских съемок.

В работе был проведен анализ деформации кристаллической решетки и остаточных напряжений по трем методам: 1) метод « $\sin^2\psi$ » с использованием косых схем съемок [1], 2) модифицированный метод « $\sin^2\psi$ », с использованием асимметричной геометрии рентгеновских съемок [2], 3) объединенный метод « $\sin^2\psi$ » для материалов с градиентной структурой [3].

Величину остаточных напряжений рассчитывали из закона Гука по формуле:

$$\sigma^{hkl} = \varepsilon^{hkl} \times E(hkl, \psi) / \nu, \quad (1)$$

где E – модуль упругости, а ν – коэффициент Пуассона.

Метод « $\sin^2\psi$ » с использованием косых схем съемок позволил определить интегральную величину остаточных напряжений в пределах глубины проникновения рентгеновских лучей $\sigma=1,8$ ГПа. Однако данный метод не дает информации о распределении напряжений в образце с градиентной структурой.

Использование второго метода показало следующее: во-первых, зависимости $a_{B2}(\sin^2\psi)$ – линейны, что говорит об однородной деформации кристаллической структуры фазы B2 по толщине анализируемого слоя и, во-вторых, эти зависимости имеют различный наклон при изменении угла скольжения падающего пучка α . В образцах, снятых по асимметричной схеме съемок с углом скольжения падающего пучка $\alpha=3^\circ$ (толщина анализируемого слоя $h=0,28$ мкм), обнаружено, что в направлениях, перпендикулярных к поверхности образца, имеют место напряжения растяжения, которые характеризуются микродеформациями $\varepsilon>0$. Данный метод позволил выявить градиент остаточных напряжений по глубине, однако, в первом и втором методе для расчета остаточных напряжений взяты величины модуля упругости E и коэффициента Пуассона ν , полученные из механических испытаний, что является не совсем корректным.

С помощью третьего метода в данной работе был определен рентгеновский модуль упругости для заданной толщины анализируемого слоя и выделенного кристаллографического направления

(hkl) $E(hkl, \psi) = \frac{1}{F^{hkl}}$, где F^{hkl} – фактор напряжений. Величина F^{hkl} рассчитывалась по формуле:

$F^{hkl} = 2S_1^{hkl} + \frac{1}{2}S_2^{hkl} \sin^2 \psi$. Значения S_1^{hkl} и S_2^{hkl} определяли из значений постоянных упругой податливости S_{ij} и жесткости C_{ij} , приведенных в работе [4].

Было установлено, что модули упругости E в образце никелида титана после электронно-пучковых воздействий с плотностью энергии в пучке $E=20$ Дж/см² численно имеют тот же порядок, что и значения, полученные из механических свойств, и при увеличении толщины анализируемого слоя закономерно уменьшаются от значений $E=113$ ГПа до $E=96$ ГПа, то есть имеет место градиент модуля упругости E под облученной поверхностью в приповерхностном слое толщиной не менее $h \approx 1$ мкм. Установлено, что после электронно-пучковых воздействий в приповерхностных слоях образцов никелида титана сохранились остаточные напряжения, индуцированные данной обработкой, которые градиентно уменьшаются по глубине от поверхности. Оценка значений остаточных напряжений, с учетом экспериментально измеренных значений деформаций и градиентного изменения модуля упругости E , на образце никелида титана после электронно-пучковых воздействий с плотностью энергии в пучке $E=20$ Дж/см² показали, что при увеличении толщины анализируемого слоя от $h \approx 0,28$ мкм до $h \approx 0,88$ мкм напряжение уменьшается от $\sigma_{110}=550$ МПа до $\sigma=60$ МПа.

Таким образом, сравнение нескольких методик рентгеноструктурного анализа для оценки остаточных напряжений, формирующихся в приповерхностных слоях никелида титана после электронно-пучковых воздействий, показало, что в случае градиентов структурных состояний

следует использовать объединенный метод, который позволяет определять рентгеновские модули упругости и остаточные напряжения, соответствующие определенной толщине анализируемого слоя и кристаллографическому направлению.

Исследования проведены в рамках Г/б проектов № III.20.2.1; комплексного интеграционного проекта СО РАН №57 (2009–2011) и при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации (Государственный контракт № 16.740.11.0140).

Литература:

1. Ягодкин Ю.Д. Рентгенографическое исследование структуры поверхностного слоя материалов методом скользящего отраженного пучка // Заводская лаборатория. – 1989. – Т. 55. – № 2. С. 72-73.
2. Мейснер Л.Л., Лотков А.И., Сергеев В.П., Дементьева М.Г., Миронов Ю.П., Прозорова Г.В., Нейман А.А. Структурно-фазовые состояния в поверхностных слоях никелида титана с покрытиями из Мо // Деформация и разрушение. – 2009. – №6. С. 32-36
3. Welzel U., Ligtot J., Lamparter P., Vermeulen A.C., Mittemeijer E.J. Stress analysis of polycrystalline thin films and surface regions by X-ray diffraction // Applied Crystallography. – 2005. – V.38. – 1-29 pp.
4. Zeng Z.-Y., Hu C.-E., Cai L.-C., Chen X.-R., Jing F.-Q. First-principles determination of the structure, elastic constant, phase diagram and thermodynamics of NiTi alloy // Physica B. – 2010. – No.405. – 3665-3672 pp.

ИССЛЕДОВАНИЕ ГРАДИЕНТНЫХ СТРУКТУР В СЛОИСТЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛАХ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА И КРЕМНИЯ МЕТОДАМИ ДИФРАКЦИИ ОБРАТНОРАССЕЯННЫХ ЭЛЕКТРОНОВ И РЕНТГЕНОВСКИХ ЛУЧЕЙ

Мейснер Л.Л., Лотков А.И., Сочугов Н.С.,* Мейснер С.Н., Соловьев А.А.,* Миронов Ю.П.

*Россия, Учреждение Российской академии наук Институт физики прочности и материаловедения
Сибирского отделения РАН, llm@ispms.tsc.ru*

**Россия, Учреждение Российской академии наук Институт сильноточной электроники Сибирского
отделения РАН.*

STUDY OF THE GRADIENT STRUCTURES IN LAYERED COMPOSITE MATERIALS OF THE NICKEL TITANIUM ALLOY AND SILICON USING THE ELECTRON BACK SCATTERING DIFFRACTION AND X-RAYS DIFFRACTION METHODS.

Meisner L.L., Lotkov A.I., Sochugov N.S.,* Meisner S.N., Solov'ev A.A.,* Mironov Yu.P.

*Russia, Establishment of the Russian Academy of Sciences Institute of strength physics and materials science
of the Siberian branch of the RAS, llm@ispms.tsc.ru*

** Russia, Establishment of the Russian Academy of Sciences Institute of high current electronics of the
Siberian branch of the RAS.*

Results of study of the gradient structures in layered composite materials of the Nickel Titanium alloy and Silicon using the electron back scattering diffraction (EBSD) and X-rays diffraction methods are presented in the report. Layered composite materials on the Nickel Titanium based alloys were prepared using the high-dose ion implantation technique, magnetron sputtering deposition technique and combinations of these influences. Using the electron backscattering diffraction method it was found that the gradient changes of structure is formed under the ion modified surface or under the Silicon coatings on the TiNi surface. For example, the layer by thickness 5-10 microns made of a mix of the grains which are in deformed, fragmentation and recrystallized conditions is observed under ion modified surface. A sizes of such grains are significant smaller then a sizes of the initial grains of the parent B2 phase. It was found that studied surface treatments influence on the sequence and temperatures of the martensite transformations in the TiNi alloy.

В докладе представлены результаты исследований методами дифракции обратнорассеянных электронов и рентгеновских лучей закономерностей формирования градиентных нано- и субмикроструктур в приповерхностных слоях никелида титана под воздействием потоков ионов кремния средних энергий (высокодозовая ионная имплантация), однокомпонентных плазменных струй из кремния (метод магнетронного осаждения) и комбинации этих воздействий.

Образцы для исследования изготовлены из сплавов: $Ti_{49.5}Ni_{50.5}$ с температурами начала и конца прямого и обратного мартенситных превращений (МП) $B2 \leftrightarrow B19'$ $M_n=290$ К, $M_k=270$ К, $A_n=303$ К, $A_k=330$ К и $Ti_{49.1}Ni_{50.9}$ с последовательностью мартенситных превращений $B2 \leftrightarrow R \leftrightarrow B19'$ и температурами начала $B2 \rightarrow R$ превращения $T_R \approx 250$ К и $B2 \rightarrow B19'$ превращения $M_n \approx 240$ К. Ионную обработку образцов проводили на ионном имплантере «ДИАНА-3» с применением импульсных однокомпонентных пучков ионов кремния в условиях безмасляной откачки и высокого вакуума ($\sim 10^{-6}$ Па). Осаждение покрытий из кремния осуществляли с использованием режимов постоянного (*DC*-) и импульсного (*P*-) осаждения кремния с изменением параметров обработки. В *DC-режимах* использовали – напряжение разряда $U=800$ В, ток разряда $I=0.1$ А, мощность разряда ~ 80 Вт, ток в электромагнитной катушке магнетрона $-0,3 \div -0,2$ А, давление аргона = 1 мТорр, длительность обработки $t = 15$ мин, осаждение кремния осуществляли с подачей и без подачи импульсного отрицательного напряжения смещения амплитудой -300 В с частотой $f=100$ кГц на подложки, расположенные на расстоянии 10 см от магнетрона под углами 45° и 90° к осаждаемому потоку. В *P-режимах* использовали: напряжение разряда $U=620$ В- 800 В с частотой $f = 40$ кГц и током разряда $I=0.1$ А, при мощности разряда 80 Вт, ток в электромагнитной катушке магнетрона = -0.2 А, давление аргона = 0.2 Па, варьировали подачу напряжения смещения и длительность обработки от 15 до 25 мин. Осаждение покрытий из кремния осуществлялось на подложки, расположенные на расстоянии 10 см от магнетрона под углом 90° к осаждаемому потоку.

Физико-механические свойства приповерхностных слоев и их изменение после энергетических воздействий изучали методами нано- и микроиндентирования. Распределение легирующего элемента (кремния) в поверхностном слое контролировали методами рентгеноспектрального и волнодисперсионного микроанализов на оборудовании ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН и ОЖЭ-электронной спектроскопии.

Обнаружено, что в результате всех видов воздействий кремнием в приповерхностной зоне образцов формируются градиентные в направлении воздействия структурно-фазовые состояния, которые отличаются между собой в зависимости от способа воздействия. Так, после ионной модификации на поверхности образца формируется упрочненный поверхностный слой, микротвердость в котором в 3-4 раза превышает его исходное значение. Методами температурной рентгенографии установлено, что в приповерхностном объеме под ионно-модифицированной поверхностью имеет место изменение последовательности мартенситных превращений, повышение на 15–20 градусов температуры T_R МП $B2 \rightarrow R$ и понижение на 10–15 градусов температуры M_n для МП $B2 \rightarrow B19'$.

Показано, что при осаждении кремния ионно-плазменными способами в поверхностных слоях материала-основы индуцируются остаточные напряжения, величина которых зависит от режимов (*DC*-, *P*-) и параметров ионно-плазменных воздействий. Обнаружена корреляция между уровнем остаточных напряжений в материале-основе и структурой композиционных слоев, в том числе – концентрацией кислорода в покрытии, промежуточном слое и прилегающим к нему поверхностному слою никелида титана, а также толщиной первых двух слоев.

Методом дифракции обратно рассеянных электронов выявлено наличие градиентного изменения структуры слоя под ионно-модифицированной поверхностью или покрытиями из кремния. В частности, после облучения ионами кремния в образцах под ионно-модифицированной поверхностью наблюдается слой толщиной 5–10 мкм, составленный из смеси зерен, находящихся в деформированном, фрагментированном и рекристаллизованном состояниях. Поскольку, согласно данным рентгеноструктурного фазового анализа каких-либо новых фаз в этом слое не наблюдалось, за исключением того, что фаза $B2$ в приповерхностной области имеет больший параметр решетки, чем ее значение в сплаве до ионной обработки, можно сделать заключение, что мелкозернистая структура является результатом фрагментации наружной части зерен фазы $B2$, выходящих на поверхность и подвергавшихся прямому ионному воздействию.

Работа выполнена по проектам № Ш.20.2.1. (2010–2012), №57 (2009–2011) и при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (государственный контракт № 16.740.11.0140).

ПРИМЕР ПРИМЕНЕНИЯ МЕТОДИКИ АВТОМАТИЗИРОВАННОГО ПОИСКА И АНАЛИЗА НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ В СТАЛИ МЕТОДОМ СКАНИРУЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ

Миловзоров Н.Г., Лукашова М.В.

Россия, ЗАО «Экситон Аналитик», *N.Milovzorov@exiton-analytic.ru*

EXAMPLE OF USING OF AUTOMATED PROCEDURE OF SEARCHING AND ANALYSIS OF NONMETALLIC INCLUSIONS IN STEEL BY SCANNING ELECTRON MICROSCOPY

Milovzorov N.G., Lukashova M.V., Russia, «Exiton Analytic» JSC

A modern scanning electron microscope was used for nonmetallic inclusions analysis in steel. Automatic analysis of inclusions is shown. It's easier, faster and much more precisely, than usual manual analysis.

Классический метод контроля качества сплавов – металлография – позволяет исследовать фазовый состав сплавов, выявлять присутствующие неметаллические включения, определять их количество. Однако контроль вариабельности элементного состава каждой из присутствующих фаз и неметаллических включений, данным методом не возможен. Исследование состава отдельных зерен и включений осуществляется зондовыми методами, одним из которых является рентгеноспектральный микроанализ (далее – РСМА). Предел обнаружения большинства элементов варьирует в диапазоне от 0,1 до 0,01% масс. в зависимости от определяемого элемента, матрицы и технических характеристик используемого прибора. В последние годы приборостроителями достигнуты значительные успехи в автоматизации исследований методом РСМА.

В данной работе проводилось исследование возможностей автоматизированного исследовательского комплекса на базе сканирующего электронного микроскопа (далее – СЭМ) TESCAN MIRA 3 LMU производства «TESCAN, a.s.», оснащенного энергодисперсионным анализатором X-Max 80 с программным обеспечением INCA 450 фирмы «Oxford Instruments». Алгоритм работы комплекса таков (рис. 1):

площадь поверхности шлифа разбивается на участки. Сбор данных с каждого участка происходит последовательно в автоматическом режиме. Разбиение на участки осуществляется с их частичным перекрытием, что обеспечивает анализ частиц, находящихся на границе участков;

на каждом участке выявляются частицы с заданными характеристиками (яркость, форма, размер, состав). Например, для классификации стали согласно стандарту ASTM E2142³ потребуется выявить все более темные на BSE⁴ изображениях неметаллические включения шириной > 2 мкм на фоне более светлой металлической основы;

регистрируются координаты, форма, размер и характеристический рентгеновский спектр (а значит, состав) каждого выявленного включения. Данные о каждом включении заносятся в базу данных.

После завершения исследований оператор проводит выборочную проверку обнаруженных включений. На микроскопе TESCAN для этого достаточно выбрать частицу из базы и заданная частица окажется в центре поля зрения микроскопа.

После этого оператор может воспользоваться многочисленными встроенными инструментами для обработки, визуализации и формирования отчета, в частности, графическими и табличными формами, программируемыми многоуровневыми классификационными схемами, тройными диаграммами и т.д.

³ Аналог часто используемого стандарта ASTM E45–05 с той разницей, что в стандарте ASTM E2142 дополнительно описан требуемый режим работы СЭМ.

⁴ BSE (back-scattered electrons) изображения, получаемые на СЭМ, удобны своим композиционным контрастом. Чем меньше плотность материала, тем более темным будет выглядеть этот материал на BSE–изображениях. Детектор BSE фирмы TESCAN позволяет различить фазы, средний атомный номер которых отличается всего на 0,1 а.е.м.

Для контроля качества разработан программный модуль INCASSteel, который осуществляет поиск включений и их идентификацию, либо обрабатывает уже готовую базу данных о включениях, составляя таблицы рейтингов согласно алгоритмам, заложенным в международных стандартах ASTM E2142, SS 111116, DIN 50602 и ISO 4967.

Необходимо отметить, что возможность классифицировать включения не только по форме и цвету, но и по составу, является надежным инструментом для отбрасывания «ложных» частиц с известными характеристиками (например, загрязнений от абразивных материалов, которые иногда возникают при пробоподготовке), что является дополнительным преимуществом РСМА над металлографией.

С помощью описанного аналитического комплекса был исследован шлиф горячекатаного листа стали площадью 142,5 мм² (285 стандартных полей по 0,5 мм²). На этой площади было обнаружено 1923 неметаллических включения размером > 2 мкм (включения < 2 мкм не учитывались). Собраны исчерпывающие характеристики каждого включения, а именно: состав, все морфологические параметры и координаты на столике образцов (для позиционирования, если понадобится более подробное изучение включения). Так, анализ составов включений показал, что все они образованы только тремя компонентами в различных комбинациях: сульфидами Ca-Mn-S, оксидами Al-Mg-O и более редко встречающимися нитридами Ti-Nb-N (рис. 2). Данные собираются в течение 3,5 часов, если величина параметра «Точность прорисовывания границ» составляет 0,4 мкм, и 9 часов — при 0,2 мкм. Собранную базу данных по включениям достаточно загрузить в программу INCASSteel для того, чтобы мгновенно получить таблицы рейтингов, классифицирующих сталь по выбранному стандарту. Также все данные конвертируются в таблицы Excel.

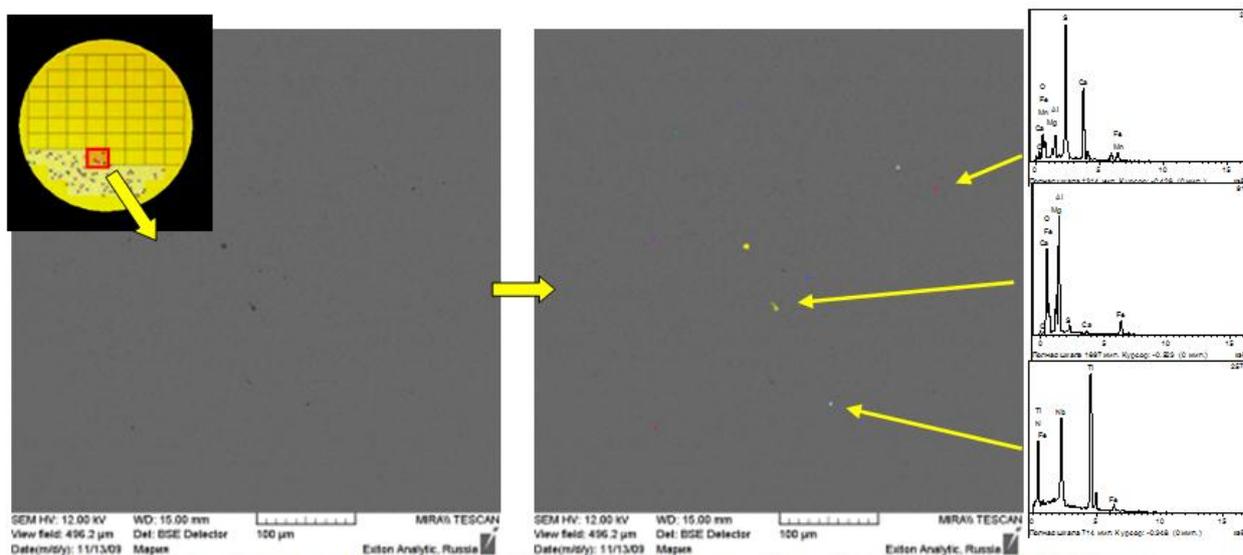


Рис. 1: Алгоритм работы оборудования во время автономного сбора данных о включениях

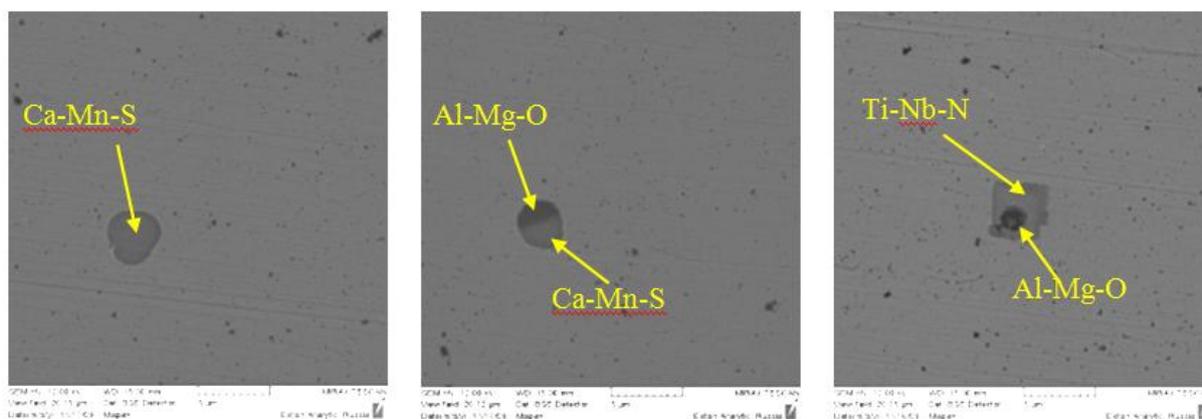


Рис. 2 – Типы включений, обнаруженные в образце горячекатаного листа стали

АНАЛИЗ МЕТОДА ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ МАГНИТОУПРУГОСТИ СВЕРХПРОВОДНИКОВ В ОБЛАСТИ ЗВУКОВЫХ ЧАСТОТ

Милошенко В.Е., Плотников Д.С.

Россия, Воронежский государственный технический университет, plotnikov_ds@rambler.ru

ANALYSIS METHOD TO INVESTIGATE THE MAGNETOELASTIC SUPERCONDUCTORS IN THE FIELD OF SOUND FREQUENCIES

Miloshenko V.E., Plotnikov D.S.

In this study provides an analysis of modeling errors and parametric limits are set for superconductor external conditions. Defined channels of influence that can affect the results of experimental studies, and discusses ways to reduce them.

Экспериментальные исследования сверхпроводников в наиболее используемом на практике диапазоне частот (от 10 до 10^4 Гц), где на них действует постоянное магнитное поле, а сами они испытывают знакопеременные деформации, обычно проводятся на аппаратуре и установках подобных, например, [1]. Внутреннее трение (ВТ) измеряется в условиях изменения частоты или температуры [2], а эффекта магнитоупругости в сверхпроводниках проводятся при воздействии магнитного поля при прочих неизменных параметрах: температуре, частоте и др. В первом и втором случаях обычно изучается затухание свободных колебаний сверхпроводника и для этого используется схожая аппаратура, как для обработки сигналов, так и для создания тех или иных внешних условий. Однако они различаются в деталях, например, в последних применяется магнитная система с заданной пространственной ориентацией поля по отношению к образцу, а также разными способами ее запитки (холодная, теплая). В этой связи если в первом случае затухание колеблющегося образца определяется в основном реальной кристаллической решеткой, то во втором – затухание колебаний [3] имеет иную физическую природу и зависит от проникшего в сверхпроводник магнитного потока.

В докладе приводится анализ методических погрешностей и установлены параметрические пределы внешних, по отношению к сверхпроводнику, условий. Определены каналы возможных воздействий, которые могут оказывать влияние на результаты экспериментальных исследований.

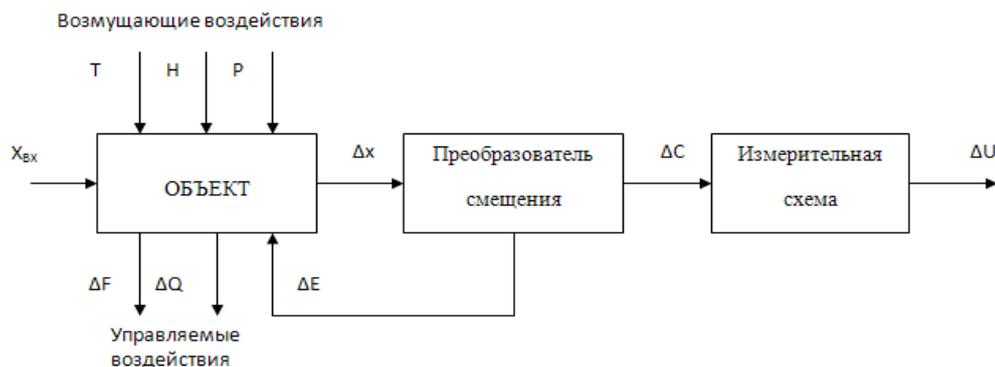


Рис. 1 – Структурная схема установки

Рассматривается структурная схема установки с указанием каналов основных воздействий на результаты измерений (Рис. 1):

электрическое поле, созданное емкостным преобразователем смещений;
перекачка энергии колеблющегося образца в держатель;
потери, вызванные передачей энергии образца окружающему газу.

Электрическое поле создается емкостным преобразователем смещений, где исследуемый образец и неподвижный электрод, как конденсатор, включается на вход высокочастотного генератора. Здесь образованы два осциллятора: колеблющийся образец это механический осциллятор

и электрический, образованный входным контуром генератора включающий образец. Эти осцилляторы связаны между собой за счет сил кулоновского взаимодействия между пластинами конденсатора, что может привести к перекачке энергии из одной системы в другую и, следовательно, вызвать дополнительные потери в механическом осцилляторе

$$U_0^2 = 2P_K \cdot Q_K \cdot \sqrt{\frac{L}{C}},$$

где U_0 – амплитуда напряжения, P_K – колебательная мощность, Q_K – добротность входного контура генератора, $\rho = \sqrt{\frac{L}{C}}$ – волновое сопротивление, $C = \frac{\varepsilon \cdot S}{d}$ – емкость плоского конденсатора.

Показано, что поправка, вносимая емкостным преобразователем в диссипативный процесс механического осциллятора, может быть записана через добротность

$$Q = \frac{C_{эл}}{H_{эл} \cdot \omega_0},$$

то есть добротность колебательной системы очень велика.

Перекачка энергии колеблющегося образца в корпус. Для нашего случая в работе проводится условная схема устройства и для него записана система уравнений Лагранжа

$$\begin{cases} m_1 \ddot{x}_1 = -c_1(x_1 - x_2) \\ m_2 \ddot{x}_2 = -c_2 \dot{x}_2 + c_1(x_1 - x_2) \end{cases}$$

где m_1, c_1, x_1 – эквивалентная масса, жесткость и смещение образца, а m_2, c_2, x_2 – соответственно те же параметры держателя.

Показывается, что за счет подбора соотношения соответствующих масс образца и держателя при установленной рабочей частоте колебаний $\omega = 10^3$ Гц величина перекачки составит $\approx 10^{-10}$, то есть ею можно пренебречь.

Влияние величины окружающего газа. Здесь задача решалась с учетом того что перекачка энергии колеблющегося образца крайне мала тогда эквивалентная схема объекта сводится к одному осциллятору, движение которого определяется внешней силой F_0 с частотой ω и уравнение имеет вид

$$m_1 \ddot{x} = H \cdot \dot{x} + c_1 \cdot x = F_0 \cdot \cos \omega t,$$

где H – коэффициент трения.

Суммарный коэффициент трения представим как

$$H = H_{ВН} + H_{ВШ},$$

где $H_{ВН}$ – определяется диссипативными процессами в образце, $H_{ВШ}$ – связано с внешними потерями, вызванными передачей энергии окружающему газу. Окончательно запишем

$$H = H_{ВН} + H_{ЗВ} + H_{\eta},$$

где $H_{ЗВ}$ – коэффициент трения, определяемый излучением в газе звуковых волн, H_{η} – коэффициент трения, определяемый вязкостью остаточного газа.

Показано, что паразитные факторы, влияющие на конечный результат, то есть на величину затухания, можно свести к минимальному, уменьшив величину давления газа до 10^{-1} Па.

Таким образом, анализ погрешностей измерений показывает, что их можно существенно снизить за счет учета расчетных данных.

Список литературы:

1. Милошенко В.Е., Золотухин И.В., Постников В.С. ПТЭ, 1, 218-220 (1972).
2. Постников В.С. Внутреннее трение в металлах. М.: Металлургия, 274 с. (1969).
3. Милошенко В.Е., Калядин О.В. Деформация и разрушение материалов, 5, 12-19 (2008).

КОМПЛЕКСНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ТОНКИХ ПЛЕНОК, ПОКРЫТИЙ И МАТЕРИАЛОВ МЕТОДАМИ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОГО ИНДЕНТИРОВАНИЯ И СКРЕТЧ ТЕСТИРОВАНИЯ.

Могильников Ю.В.

ЗАО «Ниеншанц», Санкт-Петербург, mogilnikov@nnc.ru

Исследовательские комплексы производства CSM Instruments (Швейцария) в платформенном исполнении позволяют проводить широкий спектр исследований физико-механических свойств поверхностей и пленок в широких диапазонах толщин. Платформенное исполнение приборов дает исследователю возможность гибкой компоновки измерительных модулей согласно поставленным задачам. Простота использования, наличие интуитивно понятного программного обеспечения и удобство обслуживания приборов позволяют использовать их не только в научных исследовательских лабораториях но и в лабораториях контроля качества готовых изделий или даже располагать в цеховых отделах контроля качества. Методики измерений зарегистрированы в Федеральном реестре методик измерений Российской Федерации.

Открытая платформа позволяет установить до 4 модулей а Компактная платформа до 3 модулей включая модули визуализации, такие как сканирующий зондовый микроскоп (AFM), конфокальный профилометр (ConScan). На каждой платформе стандартно устанавливается видеомикроскоп с возможностью установки до 4 объективов.

Набор модулей инструментального индентирования включает в себя Ультра нанотвердомер UNHT (нагрузка 0,025-100 мН) Нанотвердомер NHT2 (нагрузка 0,1-500 мН), Микротвердомер МНТ (нагрузка 0,03 – 30 Н) измерительные блоки, позволяющие за одно измерение получать значение твердости и модуля упругости тонких пленок таких твердых покрытий, как алмазоподобный углерод (DLC), и мягких полимерных гидрогелевых материалов для контактных линз, а также биологических образцов. Конструкционные особенности блоков индентирования нивелируют влияние термического дрейфа и прогиба рамы прибора, а также возможный прогиб образца, что повышает точность и воспроизводимость результатов измерений.

Отдельный настольный прибор для инструментального индентирования ТТХ2 имеет те же рабочие параметры, как и прибор в платформенном исполнении, но обладает компактностью, и позволяет установить видеомикроскоп или сканирующий зондовый микроскоп.

Вторая часть измерительных блоков – это модули для проведения измерительного царапания, позволяющие оценить адгезию и когезию покрытий, а также измерить критические нагрузки при которых происходит растрескивание, разрушение и отслаивание покрытий, а также коэффициент трения между индентором царапания (как правило, это алмазный сферический индентор) и исследуемым образцом. Нано скретч тестер NST работает в диапазонах вертикальных нагрузок 10 мкН -1Н, Микро скретч тестер MST (30 мН – 30 Н). Отдельный прибор для проведения макро скретч теста Revetest имеет диапазон нагрузок 0,5- 200Н. Режимы предварительного сканирования, постсканирования и быстрая система обратной связи позволяет исследовать образцы различной геометрии, например режущий инструмент или оптические линзы проводя царапание по радиусу кривизны.

Перемещение исследуемых образцов между измерительными блоками и модулями визуализации происходит посредством прецизионных моторизованных столиков с точностью 0.25 и 0.01 мкм, что позволяет точно локализовать исследуемую область на поверхности образца и, после проведения измерений, увидеть и проанализировать отпечаток индентора или царапину. Стандартный видеомикроскоп (768x582 пикселя, увеличение 200x, 800x, 2000x, 4000x) позволяет делать снимки отпечатков и царапин в режиме мультифокус, то есть получать четкое изображение по глубине, а в случае скретч тестирования – режим панорамы позволяет увидеть всю царапину по длине (70 – 120 мм для компактной и 120-245 для открытой платформ).

Бесконтактный оптический конфокальный профилометр ConScan, опционально устанавливаемый на платформы имеет разрешение до 0.005 мкм и позволяет работать с мягкими и прозрачными объектами, что является важным при исследовании гелей или биологических неокрашенных объектов.

Сканирующий зондовый микроскоп AFM устанавливаемый на открытой, компактной платформах или на настольном нанотвердомере ТТХ2 реализует в себе все возможности исследования, предоставляемые отдельными СЗМ, включая такие режимы как бесконтактный, магнитных сил, электростатического потенциала, трения и латеральных сил, силовой модуляции, упругости и поверхностного потенциала. СЗМ обладает конструкционной особенностью, существенно облегчающей смену кантилевера.

П Р И Б О Р Ы

ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЙ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ
 ПОВЕРХНОСТЕЙ, ПЛЕНОК И ПОКРЫТИЙ



Настольный нанотвердомер на открытой платформе с нано-скретч тестером, AFM и оптическим микроскопом

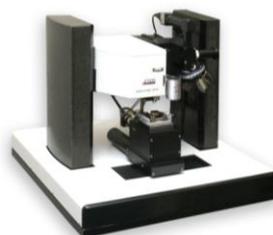
Индентирование [ультра-нано, нано, микро]

- твердость и модуль упругости
- скрытая и рассеянная энергия деформации
- эластичность
- вязкость разрушения

Модульные приборы на платформах

для исследовательских целей

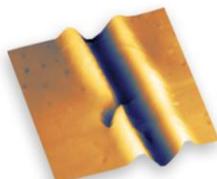
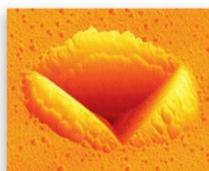
Приборы для контроля качества



Скретч-тестер на компактной платформе и Revetest

Скретч-тест [нано, микро, макро]

- адгезия покрытий
- стойкость к царапанию
- износостойкость
- коэффициент трения



3D Визуализация

- AFM – Атомно-силовой микроскоп
- ConScan – конфокальный микроскоп
- Оптический микроскоп до x4000

Трибометрия [нано и микро]

- коэффициент трения
- степень износа
- наработка на износ
- фрикционные свойства смазок



Нано и Микро трибометры



Calotest и Calowear

Измерение толщины покрытий от 0,1 до 50 мкм и анализ степени износа методом шарового истирания

Представительство CSM Instruments на территории России:
 ЗАО "НИНШАНЦ", 193318, Санкт Петербург, ул. Ворошилова, 2
 Тел: +7(812)326-5925, Факс: +7(812)325-5864
 e-mail: lab equip@nnz.ru, www.medlab.nnz.ru

ТЕРМОГРАФИЧЕСКИЙ КОНТРОЛЬ ДЕФОРМИРОВАНИЯ, ЗАРОЖДЕНИЯ И РАЗВИТИЯ РАЗРУШЕНИЯ В СОЕДИНЕНИЯХ АРМАТУРНЫХ СТЕРЖНЕЙ

Мойсейчик Е.А., Василевич Ю.В., Язневич А.М.

Беларусь, БНТУ, emoisseitichik@mail.ru

THERMOGRAPHIC MONITORING DEFORMATION, FRACTURE ORIGIN AND DEVELOPMENT IN THE UNITED REBARS

Moyseychik E.A., Vasilevich Yu.V., Yaznevich A.M.

Data are presented thermographic study the origin and development of fracture of reinforcement products.

На тепловые эффекты при деформирования твердых тел пристальное внимание обращается с начала 19 века (Э.Эдлунд, В.Томсон, Дж. Джоуль, А.Надаи и др.). В начале 20 века опытами Хорта, Тейлора, Фаррена, Куинни доказано, что около 90% всей механической работы деформирования тела превращается в тепло, а другая часть работы накапливается и индуцирует другие физико-химические процессы в испытываемом деформационное упрочнение материале. Сдерживающим фактором для более широкого применения эффекта тепловыделения в экспериментальных исследованиях длительное время были трудности фиксации полей температур деформируемого тела. Появление компьютерных методик анализа инфракрасного теплового излучения деформируемого тела позволило за доли секунды (до 1-2 сек), сканировать температурное поле поверхности деформируемого тела с высокой точностью (0,1 К и меньше). На основе компьютерных методик были созданы высокочувствительные экспериментальные системы исследования полей температур деформируемых тел (с точностью измерений до 0,001К) и напряжений при упругой работе материала. Обобщение основных работ по термоупругости и термопластичности деформируемых тел, выполненных до 1990-х годов, дано в монографии Мэйджина (Maugin).

В представляемой работе экспериментальные образцы (таблица 1) изготавливались из трех партий стержневой арматуры РУП БМЗ (Ат500С) и Челябинского МК(А-III,35ГС). Предварительно был исследован химический состав, макро- и микроструктура арматурных стержней, распределение микротвердости по сечению стержней. Цель эксперимента заключалась в исследовании процесса зарождения и развития разрушения стальной арматуры принятых диаметров (12,25,32мм) как в состоянии поставки, так и при наличии технологических дефектов, появляющихся при переделе в процессе изготовления изделий на заводе ЖБИ или в условиях строительной площадки. Конструкция образцов выбиралась так, чтобы рабочая арматура образцов наиболее близко отображала работу арматурных стержней в арматурных и закладных изделиях, регламентируемых ГОСТ 14098-91. Образцы всех типов нагружались статически растягивающим усилием до разрушения на испытательной машине Р-100 с записью диаграммы «нагрузка-удлинение». В процессе нагружения фиксировалась машинная диаграмма «нагрузка-удлинение» и с помощью компьютерного термографа «ИРТИС-2000» процесс деформирования каждого образца отображался в термофильме. Вид испытательной машины с установленным образцом и термографом показан на рисунке 1.

Изменение температуры (ΔT) деформируемых объемов образцов из различных марок стали протекает в соответствии со схемой рисунка 2а. Изменению температуры вдоль оси образца с надрезом в произвольный момент времени соответствует схема рисунка 2б. Такой ход кривой « ΔT - ϵ » для деформируемых объемов материала предопределяется изменением в процессе нагружения материала его дислокационной структуры. При увеличении нагрузки на образец идет рост плотности дислокаций в материале, смена механизма и величины деформационного упрочнения. Выделение тепла происходит неравномерно по объему материала. Наиболее разогретыми (источниками тепла) являются зоны скольжения в материале, для которых характерно появление полос Чернова-Людерса. На таких участках активизируются химические процессы в структурных составляющих и на их границах. Так как скорость распространения тепла при статическом деформировании превышает скорость развития пластических деформаций по сечению, то еще до появления на поверхности образца полос Чернова-Людерса термограф зафиксирует повышение температуры поверхности. При

этом процесс протекания пластического деформирования является не одновременным актом. Рассмотренные процессы проявляются и при деформировании элементов арматурных изделий.

Таблица 1

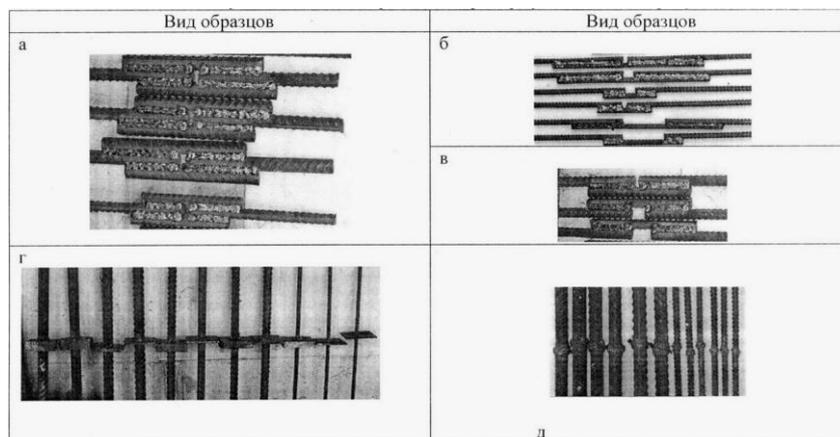


Рисунок 1

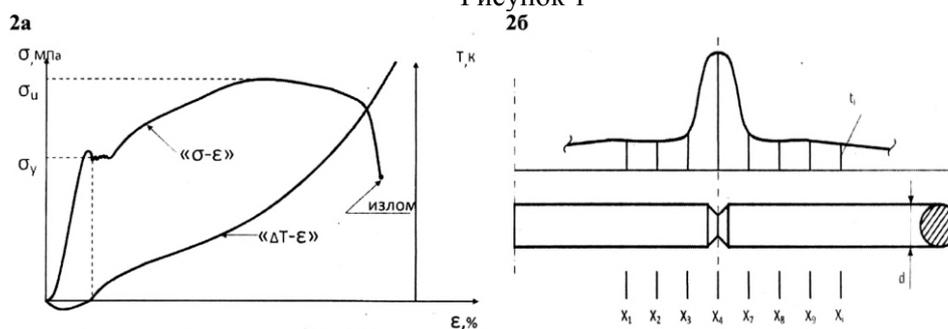


Рисунок 2

Результаты сканирования арматурных изделий записывались в память компьютера и позволяли анализировать термоизображения на любой стадии исследования. При обработке строились графики изменения температуры по поперечным и продольным сечениям элементов образцов, моделирующих исследуемые арматурные изделия. По данным термографирования построены зависимости изменения температуры поверхности за время нагружения. Характерные примеры таких зависимостей и термофильмы деформирования соединений арматурных стержней приводятся в докладе.

Проведенные исследования показали высокую эффективность применения инфракрасной термографии для изучения деформированного состояния конструктивных элементов в условиях их интенсивного нагружения и позволяют выделить три стадии деформирования: на I-ой стадии при упругой работе металла происходит понижение его температуры; для второй стадии характерно значительное повышение температуры (средняя температура рабочей зоны повышается на несколько десятков градусов); на последней стадии происходит резкий подъем температуры материала в окрестности излома и последующее его охлаждение. Интенсивный нагрев происходил в областях расположения дефектов (надрезов) на образцах. В моменты разрушения и обнажения поверхностей излома температура на таких поверхностях скачкообразно возрастает. Термофильмы процесса деформирования образцов позволяют проследить кинетику деформирования образца в целом и его отдельных участков, выявить очаги зарождения разрушения, динамику развития разрушения.

СОПРОТИВЛЕНИЕ УСТАЛОСТИ МАЛОГАБАРИТНЫХ ОБРАЗЦОВ ОБОЛОЧЕЧНЫХ ТРУБ ИЗ ЦИРКОНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ ИСПЫТАНИЯХ НА ДИНАМИЧЕСКОМ МЕХАНИЧЕСКОМ АНАЛИЗАТОРЕ Q800

Никулин С.А.,¹ Маркелов В.А.,² Гусев А.Ю.,² Рожнов А.Б.,¹ Нечайкина Т.А.,¹
Задорожный С.О.,¹Рогачев М.Ю.¹

¹ НИТУ «МИСЦ»

²ОАО «ВНИИНМ им. академика А.А. Бочвара»

FATIGUE RESISTANCE OF SMALL-SCALED SPECIMENS OF CLADDING TUBES FROM ZIRCONIUM ALLOYS TESTED BY DYNAMIC MECHANICAL ANALYZER Q800

Nikulin S.A.,¹ Markelov V.A.,² Gusev A.Yu.,² Rojnov A.B.,¹ Nechaykina T.A.,¹
Zadorojnyi M. Yu.,¹ Rogachev S.O.¹

Dynamic mechanical analyzer (DMA) Q800 for low-cycle fatigue tests on small-scaled samples of cladding tubes of zirconium alloys has been tested. The effect of the chemical composition of zirconium alloys, the surface roughness of the specimens, test temperature, the presence of the hydride phase in the alloy structure on fatigue resistance was studied.

В настоящее время имеется ограниченное количество работ, посвященных усталостной прочности промышленных сплавов циркония. При этом имеющиеся литературные данные о многоцикловой и малоцикловой усталости сплавов циркония представляются достаточно разрозненными и плохо согласуются между собой. Вместе с тем проблема усталости циркониевых оболочек является актуальной с точки зрения обеспечения работоспособности ТВЭЛов в условиях с изменением мощности и в условиях возможной вибрации ТВЭЛов.

Стандартные методы испытаний на усталость не позволяют проводить испытания тонколистовых образцов с толщиной стенки менее 1 мм, в то время как толщина стенки большинства изделий активной зоны атомных реакторов не превышает эту величину (оболочки твэлов, дистанционирующие решетки и др.). Поэтому необходима нестандартная методика усталостных испытаний тонкостенных изделий, позволяющей исследовать влияние характеристик материала на сопротивление усталости.

В настоящей работе была разработана и опробована методика испытаний на малоцикловую усталостную прочность малогабаритных образцов оболочечных труб из циркониевых сплавов с использованием динамического механического анализатора (ДМА) Q800.

Разработаны режимы испытаний на малоцикловую усталость образцов из Zr-сплавов на установке ДМА Q800 при сравнительных испытаниях образцов, отличающихся характеристиками материала и условиями испытаний.

Оборудование позволило проводить циклические испытания при повышенной температуре (350 °С) и малой частоте нагружения 0,5 Гц.

Образцы для испытаний на ДМА были вырезаны из оболочечной трубы в продольном направлении, затем распрямлены на прессе сжатием для избавления от радиуса, после чего отожжены в вакуумной печи для снятия наклепа.

Испытания на малоцикловую усталость проводились при 25 и 350 °С по мягкой схеме нагружения (при постоянном напряжении цикла) на симметричный поперечный изгиб в одной плоскости вплоть до разрушения образцов.

В качестве критерия сопротивляемости усталости использовалось количество циклов нагружения, которое выдерживал образец до разрушения (долговечность), при заданном постоянном уровне напряжения (ограниченный предел выносливости).

В результате проведенных испытаний были построены кривые усталостной прочности при разных температурах испытаний, изучен механизм образования и распространения усталостной трещины, проведен качественный и количественный анализ изломов образцов. Проведено сравнение полученных результатов испытаний с данными других (в т.ч. зарубежных) исследований. По результатам исследования выявлено влияние на сопротивление усталости таких факторов как химический состав циркониевых сплавов, шероховатость поверхности образцов, температура испытаний, наличие гидридной фазы в структуре сплава.

LOW-TEMPERATURE DISLOCATION MOBILITY IN NANOSTRUCTURED HCP METALS STUDIED BY THE ACOUSTIC SPECTROSCOPY METHOD

Pal-Val P.P., Vatazhuk E.N., Pal-Val L.N., Moskalenko V.A., ¹Tikhonovsky M.A., Khaimovich P.A. ²

¹*B. Verkin Institute for Low Temperature Physics and Engineering, National Academy of Sciences of Ukraine, Lenin Ave. 47, Kharkov, Ukraine*

²*National Science Center "Kharkov Institute of Physics and Technology", National Academy of Sciences of Ukraine, E-mail: vatazhuk@ilt.kharkov.ua*

Recently there has been great interest in research on the physical and mechanical properties of polycrystals with highly fragmented structures, namely ultra-finely dispersed and nanocrystalline materials with grain (or other structural fragment) sizes of the order of 100 nm or smaller. They are interesting from the standpoint of fundamental physics, as well as for applications. On one hand, a substantial reduction in the grain sizes leads to significant changes in most of the physical properties of polycrystals, especially at low temperatures. The transition to a nanostructured state changes such important physical characteristics of materials as their elastic moduli, plasticity, durability, Debye temperature, Curie temperature, saturation magnetization, etc. On the other hand, these materials have better technological and operational characteristics than ordinary polycrystalline materials, so they offer promise for practical use as structural materials. Several methods of obtaining highly fragmented materials have been developed. One is the severe plastic deformation (SPD) by which a nanostructured state is formed in a material. Large plastic deformations are produced by hydroextrusion, drawing, rolling, equal channel angular pressing (ECAP), etc.

In this paper, we have presented results from an experimental study of the low-temperature acoustic properties of hexagonal close packed polycrystalline coarse-grained and nanostructured zirconium and titanium. Zirconium has a low scattering cross-section for neutrons, and is used widely in nuclear power engineering. Titanium is an important engineering material for use in aerospace applications as well as biologically compatible metal for fabrication of implants in medicine.

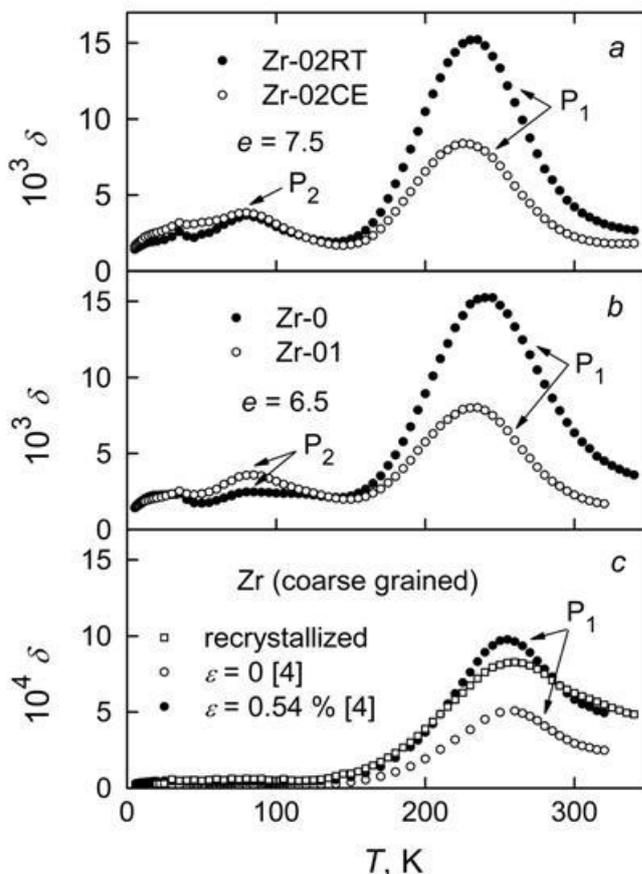


Fig. 1.

The nanostructured state in Zr with a grain size of the order of 100 nm was obtained by intensive plastic deformation [1]. Zr ingots were subjected to intensive plastic deformation in accordance with four different IPD procedures involving, extrusion at elevated temperatures followed by drawing and quasi-hydroextrusion at liquid nitrogen temperature. The samples Zr-0 had a nonuniform subgrain microstructure. The subgrains did not have equal axes and their average size was about 390 nm, but subgrains with sizes of several micrometers were encountered in the sample. In their longitudinal cross section, the samples had a distinct banded structure, i.e., the grains were extended in the direction of drawing. In the samples Zr-01 the subgrains were significantly smaller (about 120 nm), their distribution was more uniform, and the misorientation of their boundaries was greater. In the samples Zr-02RT an even greater uniformity was achieved, with similar structures in the longitudinal and transverse cross sections, i.e., the banded structure vanished almost completely. The misorientation of the boundaries was so great that it was possible to speak of a transition of the subgrain structure to a granular structure. It was found that the grain bodies had relatively low dislocation densities. The total plastic deformation of the samples Zr-02RT and Zr-02CE was the same and until drawing the schemes for fabricating them were analogous. But, in contrast to Zr-02RT, the Zr-02CE samples after drawing at room temperature were subjected to quasi-hydroextrusion at $T \approx 77$ K. The samples obtained by this scheme had the smallest grain size of the order of 100 nm, with the greatest uniformity in the grain size distribution.

Bulk nanocrystalline titanium samples with the mean grain size of 35 nm were prepared, applying the cryomechanical technique (rolling at the liquid nitrogen temperature) [2] that is an alternative to SPD methods. This technique is based on grain fragmentation due to multiple twinning of titanium at low temperatures. Definite advantage of this technique over SPD methods is an ability to obtain some HCP metals with the mean grain size smaller than 100 nm using slightly modified conventional facilities at relatively low values of cryodeformation and without any size restrictions on fabricating bulk materials.

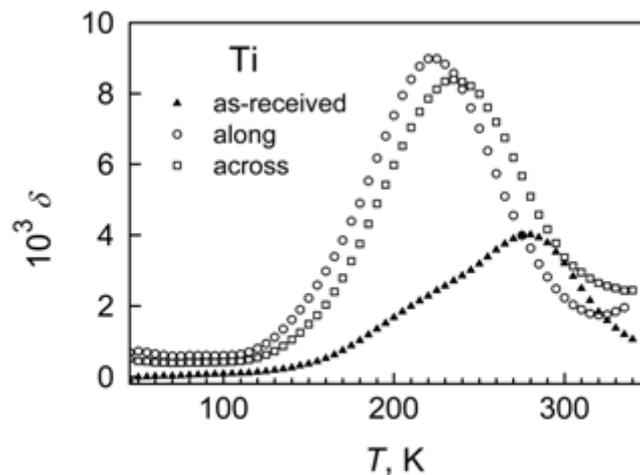


Fig. 2.

Measurements were carried out using the two-component oscillator technique [3] at frequencies 73 – 350 kHz. The logarithmic decrement δ and dynamic Young's modulus E were measured in the amplitude-independent region at the constant strain amplitude $\varepsilon_0 \approx 1.2 \cdot 10^{-7}$. Two internal friction peaks P_1 at $T_{p1} \approx 235$ K and P_2 at $T_{p2} \approx 80$ K were found in all the Zr samples prepared using SPD technology (Fig. 1a, b). Earlier, the P_1 peak was observed in coarse-grained Zr polycrystals (Fig. 1c) [4], but the localization temperature T_{p1} was close to 250 K and the peak height was almost a factor of ten lower. The low temperature internal friction peak P_2 near 80 K was registered in the heavily deformed Zr for the first time in this work.

Temperature dependences $\delta(T)$ for both as-received and rolled Ti samples have shown only high temperature peak (Fig. 2) that after rolling shifted towards low temperatures (see Fig. 2). In as-received samples, the peak has apparently a bimodal structure. A noticeable difference in the peak parameters for the nanocrystalline Ti samples cut along and across the rolling direction was found.

From the frequency shift of the peaks, the activation energies and the attack frequencies for the corresponding relaxation processes were obtained. They are listed in Table 1.

Table 1.

Sample	Peak P ₁		Peak P ₂	
	U ₀ , eV	τ ₀ , s	U ₀ , eV	τ ₀ , s
Zr-0 (nano)	0.37	4·10 ⁻¹⁴	0.078	3·10 ⁻¹¹
Zr-01(nano)	0.35	5·10 ⁻¹⁴	0.085	2·10 ⁻¹¹
Zr-02RT (nano)	0.36	4·10 ⁻¹⁴	0.075	4·10 ⁻¹¹
Zr-02CE (nano)	0.32	1·10 ⁻¹³	0.087	5·10 ⁻¹²
Zr (coarse)	0.37	3·10 ⁻¹⁴	–	–
Ti (nano along)	0.35	3·10 ⁻¹⁴	–	–
Ti (nano across)	0.45	3·10 ⁻¹⁴	–	–
Ti (coarse)	0.45	2·10 ⁻¹⁴	–	–

Received estimations allow us to suppose that the peaks are due to the two types of dislocation relaxation processes. The high-temperature peaks appear to be due to thermoactivated unpinning of dislocations from impurities (family of the so-called Hasiguti peaks [5]). The low-temperature peak P₂ is analogous to the Bordoni peaks in FCC metals [6] and is caused by the thermoactivated kink pair formation in dislocations.

In conclusion, the low temperature acoustic experiments and corresponding theoretical analysis carried out in this work show that, at least down to grain sizes ~ 100 nm, dislocation relaxation processes may play key role in forming of elastic and inelastic response of nanostructured materials to applied alternative mechanical loading.

Список литературы:

- [1] E.N. Vatazhuk, P.P. Pal-Val, V.D. Natsik, L.N. Pal-Val, M.A. Tikhonovsky, A.N. Velikodny, and P.A. Khaimovich, *Low Temp. Phys.* 37, 169 (2011).
- [2] V.A. Moskalenko, A.R. Smirnov, A.V. Moskalenko, *Low Temp. Phys.* 35, 905 (2009).
- [3] V.D. Natsik, P.P. Pal-Val, and S.N. Smirnov, *Acoustical Physics* 44, 553 (1998).
- [4] P.P. Pal-Val, M. Hamersky, Z. Trojanova and P. Lukač, *Phys. Status Solidi A*125, K13 (1991).
- [5] M. Koiwa and R. R. Hasiguti, *Acta Metall.* 13, 1219 (1965).
- [6] A. Seeger and P. Schiller, in *Physical Acoustics*, W. Mason, ed., Vol. 3, Part A, Mir, Moscow (1969), p. 428.

ЛАЗЕРНЫЙ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ МЕТОД ИЗМЕРЕНИЯ ЛОКАЛЬНОЙ ПОРИСТОСТИ МЕТАЛЛОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ, МОДИФИЦИРОВАННЫХ ТУГОПЛАВКИМИ НАНОЧАСТИЦАМИ

Подымова Н.Б., Карабутов А.А., Калашников И.Е.,* Болотова Л.К.,* Чернышова Т.А.*

*Россия, Международный учебно-научный лазерный центр МГУ им. М.В.Ломоносова
prodymova@mail.ru*

**Россия, Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН
kalash2605@mail.ru*

LASER ULTRASONIC METHOD OF LOCAL POROSITY MEASUREMENT OF METAL-MATRIX COMPOSITES MODIFIED BY HIGH-MELTING NANOPARTICLES

Podymova N.B., Karabutov A.A., Kalashnikov I.E., Bolotova L.K., Chernyshova T.A.

In the present work we have proposed and realized experimentally the laser ultrasonic method for the measurements of local volume fraction of pores (porosity P) of metal-matrix composites. It is based on time-of-flight measurements of phase velocities of thermooptically excited longitudinal acoustic waves in samples by one-sided access to a sample and using the theoretical model of phase velocity dependence on porosity for porous metals. The results are compared with the gravimetric measurements of average P values.

Проблема неразрушающего контроля композиционных материалов по фактическому состоянию является весьма актуальной, поскольку дефекты и изменения структуры материала, возникающие при изготовлении и в процессе эксплуатации изделий, могут существенно уменьшить их прочность. Например, при производстве металломатричных композитов методом реакционного литья возникающая неоднородная пористость приводит к тому, что упругие модули и, соответственно, прочность материала оказываются ниже, чем у исходной матрицы [1]. Поэтому измерение локальной пористости может дать ценную информацию для усовершенствования технологии производства таких материалов.

В настоящей работе реализован лазерный ультразвуковой метод определения локальной пористости металломатричных композиционных материалов. Он основан на лазерном термооптическом возбуждении ультразвука, измерении фазовой скорости продольных акустических волн в материале время-пролетным методом при одностороннем доступе к образцу [2] и использовании теоретической модели зависимости фазовой скорости от пористости для металлов [3].

Исследовались образцы композиционных материалов на базе алюминиевой матрицы с добавлением смеси частиц титана (5 масс. %) со средним диаметром 100 мкм с наночастицами алмаза (0,25 масс. %) со средним диаметром 50 нм (серия 1) и 150 нм (серия 2). Образцы были получены методом реакционного литья замешиванием в матричный расплав порошка из наполнителей, время выдержки расплава до разлива варьировалось от 20 до 90 мин. В результате реакции образуются интерметаллидные соединения с преобладанием Al_3Ti -фазы [1]. Образцы представляли собой плоскопараллельные шлифованные диски диаметром 26÷29 мм и толщиной 5 мм.

Известно, что в процессе литья в материале могут появляться воздушные поры, что приводит к уменьшению упругих модулей и прочности [1]. Объемная концентрация пор (пористость) образца P_w , усредненная по всему его объему, определяется по формуле:

$$P_w = (1 - \rho / \rho_0) \cdot 100\% , \quad (1)$$

где ρ - фактическая плотность образца, полученная по результатам взвешивания образцов в воздухе и измерения их объема, ρ_0 - расчетная плотность образца, вычисляемая по известным плотностям и объемным концентрациям компонентов композиционного материала (интерметаллидной фазы Al_3Ti , непрореагировавшего титана Ti , наночастиц алмаза HA и алюминия Al):

$$\rho_0 = (\rho_n)_{Al_3Ti} + (\rho_n)_{Ti} + (\rho_n)_{HA} + (\rho_n)_{Al} . \quad (2)$$



Рис. 1

В качестве примера на рис. 1 представлена фотография образцов серии 1, здесь же указано время выдержки расплава до разлива. Цифры на поверхностях обозначают номера областей «i», в которых проводились измерения пористости лазерным ультразвуковым методом.

Для определения локальной пористости P_i использовалась модель пористого металла [3], в которой фазовая скорость продольных акустических волн c_{l_i} , измеряемая в исследуемой области, зависит от P_i следующим образом:

$$c_{l_i} = c_{l_0} \sqrt{1 - P_i^{2/3}} , \quad (3)$$

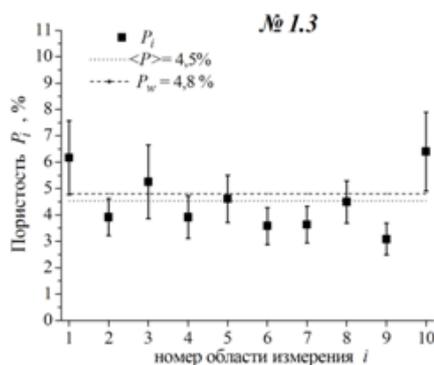
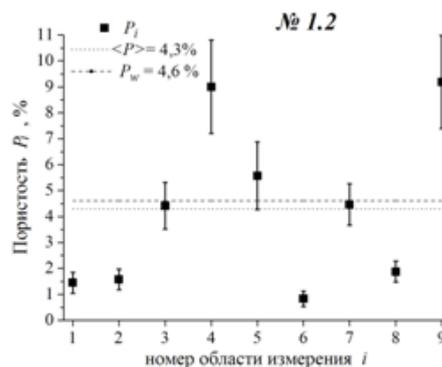
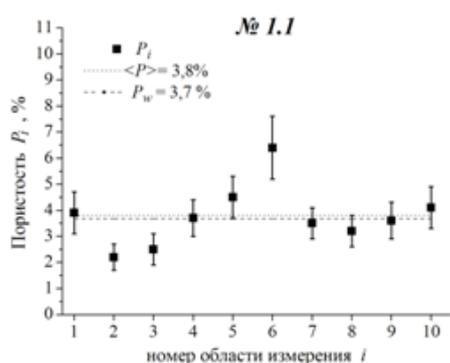
где c_{l_0} - теоретически рассчитанная по модели трехфазной среды фазовая скорость продольных акустических волн в исследуемом образце в отсутствие пор (влияние наночастиц алмаза

на скорость ультразвука не учитывается из-за малости их концентрации). Вычисляемая таким образом локальная пористость P_i представляет собой среднюю объемную концентрацию пор в цилиндрическом участке образца, высота которого равна толщине образца, а диаметр совпадает с характерным диаметром зондирующего ультразвукового пучка и составляет около 2 мм. По полученным значениям P_i вычислялась усредненная пористость образца $\langle P \rangle = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N P_i$ (N - число

областей измерений) и сравнивалась с пористостью P_w , определенной по результатам взвешивания. В качестве примера на рис.2 представлены эти результаты для образцов серии 1. Время выдержки в расплаве до разливки составляет соответственно: образец № 1.1 – 20 мин, № 1.2 – 60 мин, № 1.3 – 90 мин.

Как видно, усредненное значение пористости $\langle P \rangle$, полученное лазерным ультразвуковым методом, совпадает в пределах погрешности измерений с P_w . Следует отметить, что, несмотря на близкие значения P_w для всех образцов, разброс в значениях локальной пористости P_i для образца №1.3 меньше по сравнению с двумя другими образцами. Поэтому увеличение времени выдержки расплава до разливки приводит к «гомогенизации» структуры исследованных композиционных материалов и к соответствующему улучшению однородности их механических свойств.

Таким образом, предложенный лазерный ультразвуковой метод дает возможность количественно оценить влияние некоторых технологических параметров на структуру и прочностные характеристики получаемого композиционного материала.



Список литературы:

- Подымова Н.Б., Карабутов А.А., Калашников И.Е. и др. // ФХОМ. 2011. № 2. С. 78–87.
 Карабутов А.А., Пеливанов И.М. и др. // Контроль. Диагностика. 2002. № 11. С. 24–28.
 Поляков В.В., Головин В.А. // Письма в ЖТФ. 1994. Т. 20. № 11. С. 54–57.

СТЕРЕОЛОГИЧЕСКАЯ ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ НА ПРОЧНОСТЬ ГЕТЕРОФАЗНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ SiC И WC

Румянцев В.И.,* Бойков С.Ю.,* Осмаков А.С.,* Фищев В.Н.**

*Российская Федерация, ООО «Вириал»(Санкт-Петербург), info@virial.ru,
**ГОУ ВПО «Санкт-Петербургский государственный технологический институт
(технический университет)»

Abstract

The paper proposes a qualimetry estimate of the microstructural ordering of the multiphase SiC- and WC-based materials featuring a universal criterion, based on the principal stereological parameters. The proposed criterion correlates well with the ultimate bending strength of these materials, and is capable of accounting for both carbide “skeleton” strength and matrix strength without resorting to modeling approach.

Решение задачи оптимизации прочностных характеристик конструкционных гетерофазных материалов (керамик и металлокерамик) требует адекватного описания их реальной микроструктуры, что имеет не только теоретическое, но и большое практическое значение, поскольку установление корреляций между параметрами микроструктуры и показателями физико-механических характеристик позволяет целенаправленно строить технологию изделий из указанных материалов применительно к их назначению.

Известно, что одним из эффективных инструментов для описания реальных микроструктур является стереологический анализ, позволяющий получать геометрическую информацию о трехмерных структурах из измерений, проводимых на объектах меньшей размерности. Стереологические параметры используются прежде всего для описания структур, элементы которых связаны между собой в объеме [1,2].

Цель настоящей работы состояла в развитии предложенного ранее[3,4] подхода путем использования единого критерия, содержащего базовые стереологические параметры и свободного от модельных ограничений.

В качестве объектов исследования были выбраны карбидокремниевая керамика, получаемая реакционным спеканием (SiSiC) и твердый сплав WC-Co. В основе организации микроструктуры этих материалов лежит каркас из карбидных зерен, различающихся размерами и уровнем пространственного сопряжения. При этом микроструктура рассматриваемых материалов характеризуется нерегулярностью, неповторяемостью взаимного расположения обеих фаз. SiSiC – двухфазный материал, состоящий из карбидокремниевых каркаса и «свободного» кремния. (WC-Co) - двухфазный материал, состоящий из карбидовольфрамового каркаса и твердого раствора W в кобальте.

Для квалиметрической оценки микроструктуры композиционных материалов на основе карбида кремния авторами был предложен критерий Z, хорошо коррелирующий с пределом прочности при изгибе этих материалов и позволяющий по степени организации микроструктуры с достаточно высокой достоверностью прогнозировать a priori значения прочностных показателей.

Исследования показали, что критерий Z формально аналогичного вида можно успешно использовать применительно к твердым сплавам

$$Z = N \times (VV) - 1 \times (l) - 1,$$

где N – средняя хорда карбидной компоненты, VV – объемная доля металла-связки, l – средний линейный размер дискретных элементов связующей компоненты.

С учетом того, что роль элементов микроструктуры карбидокремниевых керамик и твердых сплавов в формировании их свойств принципиально различается, меняется и характер корреляций между механической прочностью и параметром Z. Это связано, главным образом, с двумя группами факторов.

Во-первых, влияние отдельных составляющих микроструктуры на механическую прочность материала в карбидокремниевых керамиках, с одной стороны, и в твердых сплавах - с другой, проявляется по-разному. В карбидокремниевых материалах можно достаточно четко разделить элементы микроструктуры на «несущие» и «разупрочняющие». В SiSiC – это топологически связанный каркас из зерен первичного и вторичного карбида кремния и твердый раствор на основе

металлического кремния. В твердых сплавах влияние карбидных зерен и металла-связки на прочность не столь однозначно, что нашло свое отражение в многолетней дискуссии между сторонниками «скелетной» и «матричной» моделей структуры твердого сплава [5].

Во-вторых, характеристики элементов микроструктуры, определяющие величину Z , отличаются друг от друга. Так, если объемные доли дискретной фазы в карбидокремниевых керамиках, как правило, невелики, и их абсолютные значения достаточно близки, то средние линейные размеры «разупрочняющих» элементов микроструктуры, различаются значительно. В твердых сплавах ситуация иная, могут отличаться и объемные доли металла-связки и средние размеры дискретных элементов.

Необходимо подчеркнуть, что параметр Z позволяет одновременно учесть влияние на прочность твердого сплава, как «скелета» - карбидного каркаса, так и «матрицы» - кобальтовой связки без привлечения модельных представлений. Тогда как, традиционное привлечение стереологических представлений [6,7] для описания микроструктуры твердых сплавов базировалось на модельных представлениях о твердом сплаве как конгломерате деформированных шаров (зерна WC), погруженных в матрицу (твердый раствор на основе металла-связки), в рамках которых рассчитывались взаимозависимые характеристики «связность» и «смежность».

Список источников

- 1.Салтыков С.А. Стереометрическая металлография. М.Металлургия,1970, 350 с.
- 2.Пантелеев В.Г., Рамм К.С. Применение стереологии при нахождении взаимосвязи структура-свойства в материаловедении // Неорганические материалы. - Т.22, 1986, №12, с.1941 -1949.
- 3.Румянцев В.И. Квалиметрия микроструктуры реакционноспеченного карбида кремния / В.И.Румянцев., С.Ю.Бойков, А.С.Осмаков, В.Н. Фищев // Огнеупоры и техническая керамика. – 2007 №12. - С.29-34.
- 4.Rumyantsev V. Stereological microstructure description of structural SiC ceramics as composite material / V.Rumyantsev, A.Osmakov, S. Boykov, V.Fishev //12th International Ceramics Congress, part of CIMTEC 2010, Montecatini Terme , Italy, June 6-18, 2010.
- 5.Фальковский В.А., Клячко Л.И. Твердые сплавы. – М.: Издательский дом «Руда и металлы», 2005. 415 с.
- 6.Чапорова И.Н., Чернявский К.С. Структура спеченных твердых сплавов. - М.: Metallurgy, 1975. 248 с.
- 7.Лощак М.Г. Прочность и долговечность твердых сплавов, Киев: Наукова думка, 1984. 328 с.

МАЯТНИКОВАЯ СКЛЕРОМЕТРИЯ В ПОВЕРХНОСТНО-АКТИВНЫХ СРЕДАХ

Савенко В.И.

Россия, институт физической химии и электрохимии РАН. e-mail: visavenko@rambler.ru

PENDULUM SCLEROMETRY IN SURFACE-ACTIVE MEDIA.

Savenko V.I.

The influence of surfactants and lubrications has been investigated by pendulum sclerometry method. Water electrolyte solutions were applied as the surfactants in study of characteristics of oscillation friction in the range of transition from elastic to microplastic contact.

Методом маятниковой склерометрии исследовано влияние поверхностно-активных смазочных сред – водных растворов электролитов, на характеристики трения качения в области перехода от упругого к микропластическому контакту.

В качестве маятникового склерометра использовали вертикальный двухопорный физический маятник массой 118 г с опорами в виде полусфер, перекатывавшихся по образцам, представлявшим собою квадратные пластины размерами 10x10x5мм. Полусферы были изготовлены из плавленного кварца, радиус полусфер составлял 5 мм. Пластины были выколоты из монокристалла фтористого

лития с рабочими поверхностями, представлявшими собой зеркальные сколы, ограненные кристаллографическими плоскостями типа {001}. В опытах использовали образцы с макроскопическим пределом текучести 0,26 ГПа, исходной плотностью дислокаций $\sim 10^4 \text{ см}^{-2}$ и суммарной концентрацией двухвалентных примесей 10^3 ат.%. Первоначальная амплитуда колебаний маятника не превышала 5-7 градусов. Поверхностно-активные среды наносились на пластины-образцы в виде жидких капель или пленок толщиной в несколько мм. В качестве поверхностно-активных сред использовали дистиллированную воду, буферные растворы, представлявшие собой смеси 0,2М водного раствора соли Na_2HPO_4 и 0,1М водного раствора лимонной кислоты $\text{C}_6\text{H}_8\text{O}_7$, водные растворы Na_3PO_4 , FeCl_3 , этиловый и дециловый спирты, а также неполярное вазелиновое масло (инертная среда). Водородный показатель буферных растворов варьировали в интервале $\text{pH} = 2,2 - 11,85$.

В качестве характеристики процесса трения использовали логарифмический декремент затухания. Наряду с этим, исследовали микротопографию поверхности монокристаллов в области контакта, а также дислокационную структуру, сформированную на поверхности трения в монокристаллах.

Обнаружено, что при данной геометрии контакта (полусфера – плоскость) и различных физико-химических условиях на поверхности образцов затухание амплитуды свободных колебаний маятника происходит по экспоненциальному закону, т.е. в режиме вязкого трения. При этом поверхностно-активная среда практически не сказывается на декременте затухания колебаний системы.

Анализ топографических характеристик поверхности трения показал, что определяющее влияние на эти характеристики оказывает стерический фактор – т.е. возможность свободного доступа среды в приконтактную область. В соответствии с состоянием поверхности трения указанная область может быть разделена на три зоны: круг квазистатического физического контакта радиусом 60-80 мкм, эллипсовидную переходную зону с большой полуосью, равной примерно 350-400 мкм, и малой, составлявшей приблизительно 150-200 мкм, а также зону периферического поля. Шероховатость поверхности образца в области контактного круга, несмотря на трибохимическое воздействие окружающей активной среды, практически не меняется, оставаясь зеркальной. После избирательного дислокационного травления этой области по окончании испытаний в ее приповерхностном слое обнаружены дислокационные скопления и группы, появившиеся там в результате воздействия поверхностей опор в процессе трения качения преимущественно на заключительных его этапах.

В переходной эллипсовидной зоне в результате воздействия активной среды при различных значениях pH зеркальная поверхность исходного образца теряет первоначальную зеркальность благодаря появлению многочисленных микрошероховатостей. Указанные микрошероховатости представляют собой многочисленные плоскостонные ямки травления и рекристаллизованные микроучастки, возникшие под влиянием активной внешней среды. Степень микрошероховатости поверхности образца зависит от значения pH раствора. Сильнее всего она проявляется после испытаний в растворах, близких к нейтральным ($\text{pH} \sim 7$).

Наконец, микрошероховатость поверхности периферического поля оказывается столь значительной, что эта часть рабочей поверхности образцов после испытаний имеет матовый вид.

Полученные результаты свидетельствуют о принципиальной необходимости при анализе работы машин и механизмов, включающих элементы трения качения в активной смазочной среде, учитывать не только макроскопические характеристики процесса трения (декремент затухания), но и микроскопическое (на атомно-молекулярном уровне) состояние поверхности трения и характер его изменений под влиянием поверхностно-активных сред.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ СПЛАВА 40ХНЮ МЕТОДОМ НЕЙТРОННОЙ ДИФРАКЦИИ И МАЛОУГЛОВОГО РАССЕЯНИЯ НЕЙТРОНОВ

Садыков Р. А.,^{1,2} Литвин В.С.,¹ Гулютин А.В.,² Аксенов С.Н.,¹ Глазков В.П.,⁴ Алексеев А.А.,¹
Appavou M-S.,³ Ioffe A.³

¹Россия, Институт ядерных исследований РАН

²Россия, Институт физики высоких давлений РАН

³Germany, Julich Center for Neutron Science

⁴Россия, РНЦ “Курчатовский институт”

INVESTIGATION OF THE STRUCTURE OF 40HNU ALLOY BY NEUTRON DIFFRACTION AND SMALL ANGLE NEUTRON SCATTERING

Sadykov R.A.,^{1,2} Litvin V.S.,¹ Gylutin A.V.,² Axenov S.N.,¹ Glazkov V.P.,¹ Alekseev A.A.,¹
Appavou M-S.,³ Ioffe A.,³

The structure of 40HNU (Ni-Cr-Al-based) alloys with different hardness has been studied by neutron diffraction and small angle neutron scattering. A new phase was observed which is responsible for the higher hardness. The small angle neutron scattering measurements revealed that samples with different hardness contained different number of nanoparticles of various size.

Структура сплава 40ХНЮ (Ni 58%, Cr 39%, Al 3%) в зависимости от твердости была изучена методами нейтронной дифракции и малоуглового рассеяния нейтронов.

Исследования методом нейтронной дифракции были проведены на дифрактометре «Диск» на реакторе «ИР-8» РНЦ КИ, а также на 50-метровой пролетной базе импульсного источника нейтронов «РАДЭКС» ИЯИ РАН [4]. Было обнаружено, что в закаленном сплаве не подвергавшемся отжигу присутствуют две фазы α и γ (твердые растворы на основе Cr и на основе Ni, соответственно). После отжига параметры решетки этих двух фаз уменьшаются на 0,2 Å и происходит образование новой фазы — Ni_3Al (γ') (рис. 1). Во время измерений образцы вращались для усреднения параметров решетки. Полученные данные согласуются с полученными ранее данными рентгеноструктурного анализа [5].

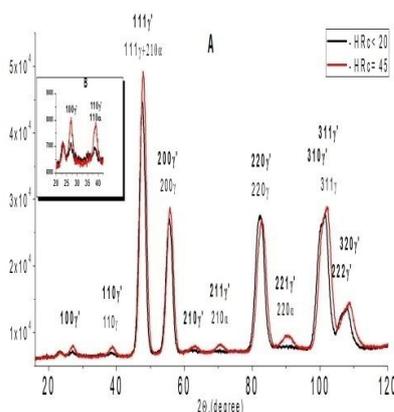


Рис.1 Нейтронограмма 40ХНЮ с различными твердостями, полученные на дифрактометре «Диск»

Методом малоуглового рассеяния нейтронов (МУРН) были исследована структура сплава в зависимости от температуры отжига, а следовательно, и от твердости (рис. 2). Измерения были проведены на малоугловом дифрактометре KWS-II на реакторе FRM-II (Мюнхен, Германия). Спектры МУРН не подвергавшихся отжигу закаленных образцов имеют три характерных участка, из чего можно сделать вывод о наличии частиц трех видов: с характерными размерами более 500 нм, с характерными размерами около 10 нм и менее 1 нм. На данной кривой наблюдается пик (после вычитания экстраполированной в бесконечность начальной части) с максимумом в $0,03 \text{ \AA}^{-1}$. Данный

пик свидетельствует о наличии ближнего порядка. Характерное расстояние между частицами около 20 нм. Отжиг при температурах выше 450 °С приводит к увеличению размеров наночастиц до 20 нм. Отжиг при температурах 450-650 °С приводит к увеличению концентрации данных наночастиц. Обнаруженные наночастицы могут быть частицами γ' -фазы в матрице α -фазы либо α -фазы в матрице γ -фазы.

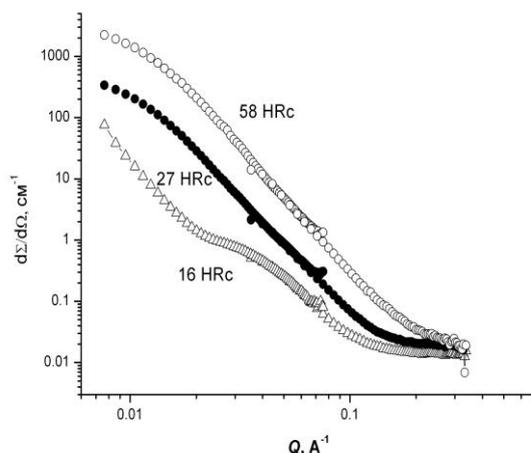


Рис. 2. Спектры малоуглового рассеяния образцами сплава 40XНЮ с различными твердостями.

Литература:

1. Y. Uwatoko, S. Todo, K. Ueda, A. Uchida et al., *J. Phys.: Condens. Matter*, **14**, 11291 (2002).
2. Б. В. Мотовилов (ред.). *Прецизионные сплавы. Справочник*. М.: Наука, 1974, 521 с.
3. R. A. Sadykov, N. S. Bezaeva, A. I. Kharkovskiy, P. Rochette, J. Gattaccesca, V. I. Trukhin, *Rev. Sci. Instrum.* **79**, 115102 (2008).
4. Ю. В. Рябов и др. *ФТТ* №5 (2010)
5. Ерболатулы Д., Скаков М.К., Алонцева Д.Л., Гребнева В.С. *Вестник НЯЦ РК*, вып. 4, 66-68 (2002).

ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИКИ ОТЖИГА СПЛАВА 40XНЮ МЕТОДОМ МАЛОУГЛОВОГО РАССЕЯНИЯ НЕЙТРОНОВ

Садыков Р.А.,^{1,2} Литвин В.С.,¹ Харьковский А.И.,² Appavou M-S.,³ Ioffe A.³

¹ Россия, Институт ядерных исследований РАН, vlitvin@inr.ru

² Россия, Институт физики высоких давлений РАН

³ Germany, Julich Center for Neutron Science

RESEARCH OF 40HNU ALLOY ANNEALING KINETICS BY SMALL ANGLE NEUTRON SCATTERING

Sadykov R.A., Litvin V.S., Kharkovsky A.I., Appavou M-S., Ioffe A.

Kinetics of 40HNU alloy annealing was studied in-situ by small angle neutron scattering. Substantial change of alloy structure was observed after annealing during 5 hours at 450°C. Magnetic susceptibility in high field up to 13 T and at temperatures down to 4,2 K was measured too.

Сплав 40XНЮ (Ni 58%, Cr 39%, Al 3%) является перспективным материалом, т. к. обладает твердостью, не уступающей закаленным сталям (до 60 ед. по Роквеллу), и в то же время низкой магнитной восприимчивостью (не более $3,5 \times 10^{-6}$ см³/г) [1, 3]. Одно из применений сплава — немагнитные камеры высокого давления системы поршень-цилиндр, предназначенные для магнитных исследований, в том числе нейтронографических [1,3]. Данный сплав после закалки

(нагрева до 1150-1250 °С и быстрого охлаждения) становится мягким. Для достижения заданной твердости сплав после закалки подвергают отжигу при температурах до 650 °С [1-3].

Магнитная восприимчивость сплава была исследована в сильных полях — до 13 Т в диапазоне температур 4,2-250 К (рис. 1). Измерения были проведены с помощью магнетометра с вибрирующим образцом [4]. У сплава с максимальной твердостью ее значение не превышает $3,5 \times 10^{-6}$ см³/г (при 3 Т).

Методом малоуглового рассеяния нейтронов (МУРН) была исследована кинетика отжига сплава из закаленного состояния (рис. 2). Измерения проводились в специальной вакуумной печи с алюминиевым кожухом и ниобиевыми экранами-нагревателями. Измерения проводились при температуре 450 °С через каждые 40 минут. Характер кривых до и после отжига соответствует характеру кривых, измеренных на образцах сплава соответствующей твердости при комнатных температурах [5], однако пик в данном случае смещен в сторону меньших значений переданного нейтрону импульса. Следовательно в данном образце характерный размер наночастиц больше и составляет около 20 нм.

Было обнаружено, что критическое изменение спектра малоуглового рассеяния происходит через 5 часов отжига при данной температуре. Также было обнаружено, что после отжига при температуре 650 °С исчезает плато при больших значениях переданного импульса (рис. 3), из чего можно предположить, что отжиг при данной температуре ведет к исчезновению наночастиц с размером менее 1 нм.

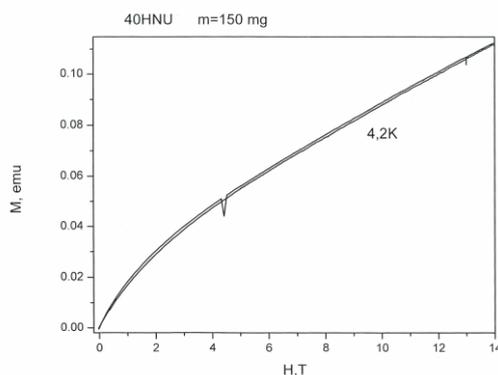


Рис. 1. Кривая намагничивания образца сплава после отжига (с твердостью 58 по Роквеллу)

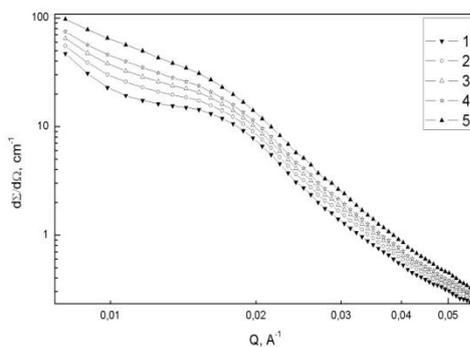


Рис. 2. Спектры МУРН, измеренные во время отжига при температуре 450 °С. 1 - в начале отжига, 2 – 1 ч 20 мин отжига, 3 – 4 ч 16 мин, 3 – 6 ч 12 мин, 4 – 10 ч.

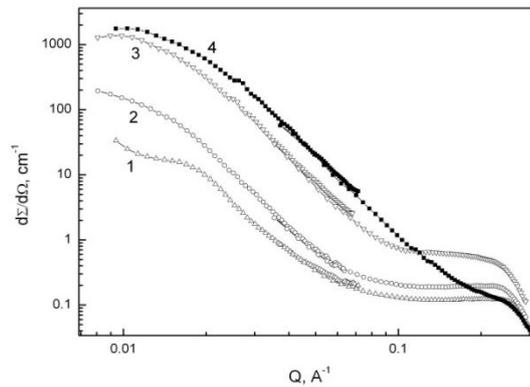


Рис. 3. Спектры МУРН, измеренные во время отжига при температурах: 1 – 450 °С (в начале отжига), 2 – 450 °С (после отжига 10 ч), 3 – 500 °С, 4 – 650 °С

Список литературы:

1. Y. Uwatoko, S. Todo, K. Ueda, A. Uchida et al., J. Phys.: Condens. Matter, 14, 11291 (2002).
 2. Б. В. Мотовилов (ред.). Прецизионные сплавы. Справочник. М.: Наука, 1974, 521 с.
 3. R. A. Sadykov, N. S. Bezaeva, A. I. Kharkovskiy, P. Rochette, J. Gattacese, V. I. Trukhin, Rev. Sci. Instrum. 79, 115102 (2008).
 4. V. I. Nizhankovskii, L. B. Lugansky. MEASUREMENT SCIENCE & TECHNOLOGY. V. 18, Issue: 5, P. 1533-1537 (2007).
- Садыков Р. А. и др. Сборник трудов IV международной конференции «Деформация и разрушение материалов и нано материалов» DFMN-2011, Москва, 25-28 октября 2011 г

ЭЛЕКТРОСЕРВОГИДРАВЛИЧЕСКАЯ УСТАНОВКА ДЛЯ ПРОВЕДЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ.

Северов П.Б.

Россия, Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, alpinprom@yandex.ru

Electro-Servo-Hydraulic machine for mechanical testing. Severov P.B. Complete set, base technical characteristics and brief description of interactive control system of Electro-Servo-Hydraulic machine INOVA ИК-6033 for mechanical testing were described. A way of possible renovation of the machine was suggested.

Экспериментальная электросервогидравлическая установка INOVA ИК-6033, предназначенная для проведения различных механических испытаний материалов и элементов конструкций, разработана в конце 80-х начале 90-х годов рядом предприятий стран СЭВ (СССР, ЧССР, ГДР, НРБ). Электронная управляющая система EDIZ-6 и гидравлическая распределительная станция (Manifold) произведены на предприятии INOVA (ЧССР). Гидравлический агрегат и аппаратура управления гидравлическим агрегатом продукция предприятия ORSTA GYDRAULIK (ГДР). Нагружающее устройство с комплектом механических и гидравлических захватов поставлено заводом ЗИМ (СССР). Рабочий цилиндр на гидравлических опорах и два сервоклапана к нему изготовлены на предприятии Хидравлика (НРБ). Нагревательная печь для проведения температурных испытаний до +1200⁰С спроектирована и изготовлена МНПО «Измеритель» (СССР). В эксплуатацию установка INOVA ИК-6033 введена в 2010 году.

Некоторые наиболее важные технические характеристики машины: диапазон статических и динамических усилий ± 200 кН, ход плунжера 100 мм, максимальный расход масла гидроагрегата 130 л/мин при давлении 20 МПа, максимальный суммарный расход двух сервоклапанов гидроцилиндра 126 л/мин, система регулирования постоянного давления масла гидроагрегата, экстензометр продольной деформации с базой 20 мм (диапазон измерения удлинения ±1 мм), датчик раскрытия трещины с регулируемой базой измерения от 5 до 12 мм (диапазон измерения раскрытия ±2 мм).

О динамических характеристиках машины можно судить по её амплитудно-частотным характеристикам перемещения плунжера при определённых уровнях нагрузки. На рис. 1 приведена



Рис. 1. Фрагмент амплитудно-частотной характеристики машины INOVA ИК-6033.

АЧХ без нагрузки машины последнего поколения MTS Landmark 370.25 (давление в системе 21 МПа, расход гидравлической распределительной колонки с двумя стандартными сервоклапанами MTS серии 252 до 114 л/мин, максимальное усилие 250 000 Н, ход плунжера 150 мм) [1]. На том же рисунке показан фрагмент АЧХ без нагрузки установки INOVA ИК-6033 (участок BC), полученный экспериментально при давлении в системе 19 МПа. Ординате с размахом перемещения плунжера 10 мм соответствуют абсциссы: MTS - около 7,0 Гц, INOVA (точка B) – 7,6 Гц. Задача измерения полной АЧХ установки INOVA ИК-6033 не ставилась.

Аппаратура электронной одноканальной управляющей системы EDIZ-6 состоит из пяти функциональных блоков, объединенных шиной EBUS. Это блоки: X 843 – трёхканальный запоминающий осциллограф, GEN 601 – одноканальный генератор функций нагружения (диапазон генерирования сигнала от 0,001 до 127,5 Гц), PAS 601 - тринадцатиканальный блок измерения (частота дискретизации сигнала от 0,03 до 10 000 выборок в секунду), RED 611 – одноканальный аналоговый регулятор PI типа (P пропорциональное, PI пропорционально-интегральное виды регулирования), PIL 601 – блок защиты и управления гидравликой. Блоки GEN, PAS и RED построены на базе микропроцессоров INTEL 8088, что позволяет их программирование в ручном режиме до и во время проведения испытания. Эти же блоки соединены внешней шиной IEEE – 488 (приборный интерфейс, GPIB) для подключения управляющего компьютера. В качестве сигнала обратной связи в контуре регулирования может выбираться сигнал одного из четырёх датчиков: усилия, положения плунжера, продольного удлинения образца и раскрытия трещины. Чувствительные элементы датчиков (кроме датчика положения плунжера) полупроводниковые тензодатчики. На их базе построенные тензомосты обладают в несколько десятков раз большей тензочувствительностью чем металлофольговые. Но при этом они зависят от температуры, что требует введения схем термокомпенсации при балансировке нулей.

В дополнение к стандартной системе измерения и сбора экспериментальных данных аппаратуры EDIZ-6 (блок PAS 601) разработана система сбора, обработки и визуализации экспериментальной информации при проведении механических испытаний материалов и деталей машин на базе электронной аппаратуры и программного продукта фирмы NATIONAL INSTRUMENTS США. Для решения данной задачи был использован измерительный модуль NI 9219 и язык программирования LabVIEW. Созданы, отлажены и применены в реальном эксперименте несколько виртуальных приборов (ВП), позволяющие совместно с испытательной установкой INOVA ИК-6033 в процессе нагружения образца синхронно собирать информацию о силе, приложенной к образцу, продольном удлинении образца и положении плунжера. Затем экспериментальные данные передаются в программу Microsoft Office Excel, где обрабатываются для выделения механических свойств материала, а также графического представления исследуемых функциональных зависимостей. Разработанные виртуальные приборы использовались, в частности, для построения диаграммы деформирования слоистого образца из композитного материала при постоянной скорости перемещения активного захвата (плунжера), а также в процессе циклического мягкого нагружения

такого же образца с целью изучения динамики и закономерностей накопления усталостных повреждений.

Практическое применение экспериментальной электросервогидравлической установки INOVA ИК-6033 в сочетании с широким спектром возможностей по автоматизации научного эксперимента, предлагаемом в настоящее время рядом фирм, позволяет при минимуме затрат на модернизацию современного дорогостоящего оборудования решать задачи в области механики деформирования и разрушения современных конструкционных материалов и элементов конструкций из них.

Список литературы:

1. MTS Landmark Testing Solutions 2009 MTS SYSTEMS CORPORATION.

МЕТОДИКИ ОПРЕДЕЛЕНИЯ КОЭФФИЦИЕНТОВ ИНТЕНСИВНОСТИ НАПРЯЖЕНИЙ ДЛЯ ДЕФЕКТНЫХ ТОНКОСТЕННЫХ ЭЛЕМЕНТОВ

Сташків Н.Я., Дудка А.Б.

*Україна, Тернопільський національний технічний університет імені Івана Пулюя
stashkiv@tstu.edu.ua; stashkiv@yahoo.com*

METHODS OF DETERMINATION OF STRESS INTENSITY FACTORS (SIF) FOR THIN- WALLED ELEMENTS WITH CRACKS

Stashkiv, Dudka.

Methods of determination of stress intensity factors (SIF) are considered for opened type elements with cracks. Mathematical models are built and SIF is explored using two methods – through nominal tensions in netto-section and through the change of moment of inertia of the transversal crossing of elements.

Важной областью расчетов на прочность является прогнозирование долговечности элементов машин с развивающимися усталостными трещинами. Основными факторами, которые влияют на долговечность, является геометрия конструктивного элемента и конструкции в целом, вид и параметры процесса нагрузки, которые определяют напряженно-деформированное состояние (НДС) элемента, характеристики сопротивления материала развитию усталостной трещины.

В рамках линейной механики разрушения материалов исследования НДС элементов рамных конструкций при наличии в них трещинообразных дефектов сводится к определению коэффициента интенсивности напряжений (КИН). Подобные задачи с учетом реальной нагрузки и геометрии конструкций достаточно сложны в математическом плане, потому непосредственное применение аналитических методов в инженерных задачах достаточно ограничено.

Поэтому, непосредственно для инженерных задач целесообразным является построение пусть и менее точных, но относительно простых зависимостей для определения КИН, в которых меньшая точность расчета окупится не очень большой трудоемкостью.

Для оценки кинетики трещин предлагаются достаточно простые инженерные методы определения КИН для тонкостенных профилей при изгибе: через номинальные напряжения и через изменение момента инерции поперечного пересечения профиля.

Суть расчета через номинальные напряжения заключается в следующем. В случае, когда сквозная трещина развивается в полке тонкостенного профиля (швеллера, двутавра, уголка и т.д.), очевидно, что силовая схема такой задачи отличается от силовой схемы растяжения полосы с трещиной только конфигурацией поперечного сечения. Поэтому КИН трещины в такой полосе будет отличаться от КИН в профильном сечении только значением номинальных напряжений $\sigma_{ном}$.

В случае, когда трещина занимает всю горизонтальную стенку сечения и часть боковой стенки, то вершина трещины находится в зоне изгиба. Очевидно, что силовая схема изгиба балочного образца с трещиной отличается от силовой схемы изгиба элемента сложного сечения с трещиной только конфигурацией. Поэтому КИН трещины в такой балке будет отличаться от КИН в

профильном сечении только значениями $\sigma_{ном}$. В итоге задача сводится к определению $\sigma_{ном}$ в сложном тонкостенном профиле с трещиной.

Номинальные напряжения, которые возникают непосредственно в сплошном прямоугольном пересечении балки, ослабленном трещиной, определяются зависимостями:

$$\sigma_{ном}^P = \frac{P}{A_{оэф}} = \frac{P}{\delta \cdot (b-L)} = \frac{P}{\delta \cdot b(1-L/b)} = \frac{P}{\delta \cdot b(1-\varepsilon)} = \frac{P}{A} \cdot \frac{1}{(1-\varepsilon)} = \frac{\sigma^P}{(1-\varepsilon)}; \quad (1)$$

$$\sigma_{ном}^{u3} = \frac{M}{W_{оэф}} = \frac{6M}{\delta \cdot (b-L)^2} = \frac{6M}{\delta \cdot b^2 \cdot (1-L/b)^2} = \frac{6M}{\delta \cdot b^2 \cdot (1-\varepsilon)^2} = \frac{6M}{\delta \cdot b^2} \cdot \frac{1}{(1-\varepsilon)^2} = \frac{\sigma^{u3}}{(1-\varepsilon)^2}, \quad (2)$$

откуда напряжение в бездефектном сечении балки:

$$\sigma^P = \sigma_{ном}^P \cdot (1-\varepsilon); \quad \sigma^{u3} = \sigma_{ном}^{u3} \cdot (1-\varepsilon)^2, \quad (3)$$

где P, M – растягивающее усилие (H) и изгибающий момент ($H \cdot m$); $A_{оэф}, W_{оэф}$ – площадь (m^2) и момент сопротивления (m^3) поперечного сечения балки с трещиной; δ, b – толщина и ширина балки, m ; L – длина трещины, m ; σ^P, σ^{u3} – напряжения растяжения и изгиба в бездефектном сечении балки, $МПа$; $\varepsilon = L/b$ – отношение длины трещины к ширине балки.

В общем случае, КИН для сложного сечения будет определяться зависимостями:

$$K_I^{(p03)} = \sigma_{ном}^{p03} \cdot (1-\varepsilon_i) \cdot \sqrt{\pi \cdot L_i} \cdot F_i(\varepsilon_i), \quad (6)$$

$$K_I^{(3z)} = \sigma_{ном}^{3z} \cdot (1-\varepsilon_j)^2 \cdot \sqrt{\pi \cdot L_j} \cdot F_j(\varepsilon_j), \quad (7)$$

где $\sigma_{ном}$ – номинальные напряжения в сложном нетто-сечении, $МПа$;

$F_{i,j}(\varepsilon_{i,j})$ – поправочная функция, которая учитывает геометрию сложного нетто-сечения;

$\varepsilon_{i,j}$ – параметр, который представляет отношение площади трещины к суммарной площади элементов поперечного сечения профиля.

Суть определения КИН через изменение моментов инерции поперечного сечения элемента заключается в следующем. Известно, что в процессе нагрузки тела внешние силы осуществляют работу. Причем в упругих системах вся работа внешних сил переходит в потенциальную энергию упругих деформаций. Последняя накапливается в теле при увеличении деформаций, вызванных действием нагрузки.

В процессе разгрузки тела потенциальная энергия проявляется в виде работы, которая осуществляется внутренними силами (силами упругости), которые действуют в системе (например, изгибающими и крутящими моментами, продольными и поперечными силами в поперечных пересечениях элементов стержневой системы). Следовательно, потенциальная энергия деформации численно равна работе внешних сил при нагрузке системы или работе внутренних сил в процессе разгрузки. На основе закона сохранения энергии можно считать, что вся работа внешних сил равняется потенциальной энергии U деформации бездефектной системы

Пусть балка длиной l нагружается изгибающим моментом M . При этом бездефектная балка имеет изгибающую жесткость EI_1 , а дефектная балка в месте надреза – изгибающую жесткость EI_2 .

Очевидно, что изменение потенциальной энергии ΔU балки со сквозным надрезом, где ширина надреза меняется от 0 до Δh , будет:

$$\Delta U = -M^2 \left(\frac{1}{EI_2} - \frac{1}{EI_1} \right) \cdot \frac{\Delta h}{2}, \quad (8)$$

а скорость освобождения энергии:

$$\frac{\partial U}{\partial h} = -\frac{M^2}{2} \cdot \left(\frac{1}{EI_2} - \frac{1}{EI_1} \right). \quad (9)$$

С другой стороны, скорость высвобождения энергии G при развитии трещины определяется:

$$G = -\frac{1}{t} \cdot \frac{\partial U}{\partial a}. \quad (10)$$

Осуществляя переход от энергетических характеристик к силовым (критерий Ирвина при плоском напряженном состоянии)

$$G = \frac{K^2}{E}, \quad (11)$$

и учитывая уравнения (8-11) получим:

$$K = M \sqrt{\frac{1}{\delta} \left(\frac{1}{I_2} - \frac{1}{I_1} \right)}. \quad (12)$$

Приведем уравнение (12) к виду уравнений (7):

$$K = \frac{6M}{\delta \cdot b^2} \cdot \sqrt{\pi \cdot L} \cdot \left(\frac{\delta \cdot b^2}{6\sqrt{\pi \cdot L}} \sqrt{\frac{1}{\delta} \left(\frac{1}{I_2} - \frac{1}{I_1} \right)} \right) = \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot L} \cdot F, \quad (13)$$

где $\sigma = 6M/\delta \cdot b^2$ - нормальные напряжения изгиба, МПа.

$F = \left(\delta \cdot b^2 / 6\sqrt{\pi \cdot L} \right) \sqrt{1/\delta (1/I_2 - 1/I_1)}$ - поправочная функция.

Сравнение поправочной функции для дефектной полосы при растяжении (точное решение) с поправочной функцией (6) полученной через изменение моментов инерции и сравнение значений КИН, вычисленных за уравнениями (7) и (13) при поперечных размерах образца $\delta=5$ мм, $b=100$ мм и $\sigma=36$ МПа показывают, что в пределах $0,2 < \varepsilon < 0,8$ расхождение не превышает 30 %.

ВАКУУМНЫЙ СКАНИРУЮЩИЙ МИКРОСКОП НА ОСНОВЕ МИКРОКАПИЛЛЯРА

Черкун А.П., Миронов Б.Н., Асеев С.А., Чекалин С.В.

*Россия, Учреждение Российской академии наук Институт спектроскопии РАН, г. Троицк
e-mail: isanfemto@yandex.ru*

SCANNING MICROCAPILLARY MICROSCOPE

Cherkun A.P., Mironov B.N., Aseyev S.A., Chekalin S.V.

For investigation of a surface in vacuum it has been created an original scanning probe microscope based on dielectric microcapillary. In the microscope a diameter of a reach-through aperture can be as low as 100 nm and even less. This setup can be used for study of deformation and fracture of thin films, e.g. deposited on the dielectric substrates.

Для исследования поверхности в вакууме подготовлен оригинальный сканирующий зондовый микроскоп, в котором использован диэлектрический микрокапилляр. В микроскопе диаметр сквозного отверстия на кончике капилляра может достигать 100 нм и менее. Данная установка может быть использована для исследования процессов деформации и разрушения тонких плёнок, например, нанесённых на диэлектрических подложках.

Исследование поверхности материалов с высоким пространственным разрешением в сочетании с высокой элементной (химической) селективностью представляет собой достаточно важную задачу. Для этого нами подготовлен сканирующий вакуумный микроскоп, в котором использован диэлектрический микрокапилляр вместо традиционной острой иглы. При этом диаметр коммерчески-доступного кварцевого микрокапилляра, размер микроапертуры на его кончике, может достигать 100 нм и менее [1]. Разрабатываемый метод нацелен на исследование процесса лазерной десорбции с высоким пространственным разрешением и высокой химической селективностью, при котором образованные в результате облучения поверхности интенсивным фемтосекундным лазерным излучением молекулярные ионы вытягиваются сквозь полое микроострие и поступают затем в тракт время-пролётного масс-спектрометра. Отметим, что ранее в нашей лаборатории были получены оригинальные результаты по пропусканию импульсного пучка ионов вольфрама сквозь кварцевый нанокapилляр [2].

Помимо этого, данная установка может быть использована для изучения процессов деформации и разрушения тонких плёнок на диэлектрических подложках. Например, с её помощью

можно будет провести on-line исследования механизмов формирования квазипериодических микроструктур при облучении плёнки Au фемтосекундными лазерными импульсами в геометрии, подобной [3].

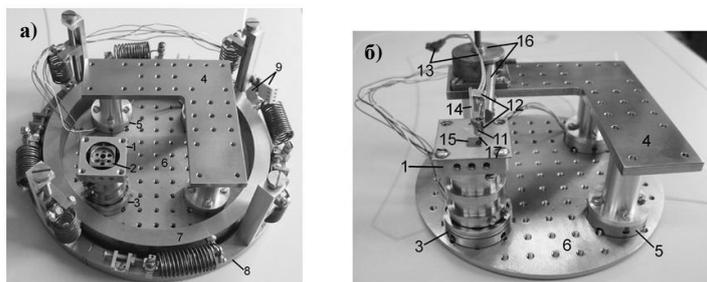


Рис.1

Фотографии непосредственно сканера представлены на рис. 1 а) – б). На них введены следующие обозначения. 1.) Каретка Z - модуля. 2.) Рельс Z - модуля. 3.) Основание Z - модуля. 4.) XY - столик. 5.) Модуль XY - пьезотрубки. 6.) Поддон. 7.) Подвесной груз. 8.) Кольцо основания виброподвеса. 9.) Разъёмы. 10.) Оголовок XY -пьезотрубки. 11.) Корпус камертона. 12.) Монтажная пластина. 13.) Кабели камертона с разъёмом. 14.) Капилляр. 15.) Образец. 16.) Поворотный консольный механизм. 17.) Рожок камертона.

В эксперименте микроскоп установлен в вакуумной камере с безмасляным вакуумом $\sim 10^{-7}$ мм рт. ст., откачиваемой турбо-молекулярным насосом Varian. Вакуумная камера снабжена окнами для подвода импульсного лазерного излучения внутрь системы от имеющейся фемтосекундной лазерной установки Spectra-Physics (Newport). Описание лазерного комплекса и его возможностей можно найти на сайте лаборатории (<http://www.isan.troitsk.ru/dls/femtolab/>).

Разработанный нами прибор может быть использован для перемещения в вакууме микролокализованных пучков фотоионов, фотоэлектронов (или мягкого рентгеновского излучения) относительно поверхности с нанометровой точностью. Например, для создания пространственно сжатого ионного пучка металлический фотокатод вставлен внутрь капилляра, а затем облучён сквозь стенку остросфокусированным импульсным лазерным излучением (длина волны лазерного излучения $\lambda = 400$ нм или 800 нм, длительность лазерного импульса $\tau \approx 40 \div 70$ фс, частота повторения лазерных импульсов до $f = 1$ кГц, интенсивность в фокальном пятне $I \approx 10^{12} \div 10^{13}$ Вт/см²). Тонкая стенка является прозрачной для этого излучения. Между металлическим фотокатодом и проводящей поверхностью приложена соответствующая разность потенциалов ($U \approx 500 - 1000$ В). В такой геометрии кончик микрокапилляра фактически является «микрокарандашом для рисования». Это позволяет исследовать возможность формирования микроструктур на поверхности с помощью нанопучка ионов, пропущенного сквозь капилляр, с последующей визуализацией изменённого микрорельефа поверхности в режиме сканирующего зондового микроскопа, где в качестве зонда выступает это же полое наностриё. Данный эксперимент является достаточно важным этапом в демонстрации возможностей развиваемого подхода, а также позволяет оценить один из основных параметров прибора, срок службы диэлектрического микрокапилляра в сканирующем режиме.

На конференции предполагается представить первые результаты, полученные в этом направлении.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (гранты 11-02-00796-а, 09-02-01077-а).

Список литературы:

- [1]. Grams M.P., Cook A.M., Turner J.H., Doak R.B. – Microscopic fused silica capillary nozzles as supersonic molecular beam sources – J. Phys. D: Appl. Phys. 39 pp. 930-936 (2006).
- [2]. Асеев С.А., Миронов Б.Н., Чекалин С.В., Летохов В.С. – Формирование нанолокализованных фотоионных пакетов вольфрама с помощью фемтосекундных лазерных импульсов – Письма ЖЭТФ 87(7) стр. 422-425 (2008).

[3]. Миронов Б.Н., Асеев С.А., Чекалин С.В., Макин В.С., Летохов В.С. – Формирование протяжённых периодических микроструктур при «точечном» облучении золотой плёнки фемтосекундными лазерными импульсами – Письма ЖЭТФ 88(4) стр. 299-302 (2008).

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ДЕФОРМАЦИИ АМОРФНЫХ ЛЕНТ $Fe_{60}Cr_{20}(C,Si,P)_{20}$ ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ МЕТОДОМ ДМА

Щерецкий А.А., Лахненко В.Л., Шумихин В.С.

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, г. Киев, shch@ptima.kiev.ua

FEATURES OF DEFORMATION OF AMORPHOUS STRIPS FROM ALLOY $Fe_{60}Cr_{20}(C,Si,P)_{20}$ UNDER HIGH TEMPERATURE

Shcheretsky A.A., Lakhnenko V.L., Shumikhin V.S.

Методом динамического механического анализа (ДМА) исследовано деформационное поведение аморфной ленты $Fe_{60}Cr_{20}(C,Si,P)_{20}$ при повышенных температурах. Установлено, что изменение модуля упругости при термической обработке аморфного сплава носит необратимый характер. Определены режимы термической обработки, обеспечивающие фиксацию заданной формы аморфной ленты.

Большой интерес к аморфному состоянию металлических систем обусловлен уникальными свойствами аморфных сплавов (высокие физико-механические, магнитные и коррозионные характеристики). С каждым годом расширяется сфера их использования. В большей мере аморфные сплавы на основе железа используются в качестве магнитных материалов. Более широкое использование этих материалов тормозится нестабильностью характеристик, особенно при повышенных температурах. Поэтому исследования деформационного поведения этих материалов имеют особенное значение.

При получении аморфных сплавов за счет больших скоростей охлаждения резко уменьшается подвижность атомов, которая приводит к формированию термодинамически неравновесного состояния. При повышенных температурах в аморфных сплавах увеличивается подвижность атомов, и они могут переходить в энергетически более выгодное состояние, при этом могут происходить как обратимые, так и необратимые процессы, которые вызывают соответствующее изменение физико-механических характеристик материала. Такие структурные перестройки обычно называют релаксациями. Тип и характер релаксаций определяется не только химическим составом, но и условиями получения сплава.

Аморфные сплавы при нагревании переходят в кристаллическое состояние при температуре кристаллизации (T_x), при этом, в большинстве случаев, они теряют свои уникальные свойства, становятся хрупкими и имеют низкие физико-механические характеристики. Для некоторых сплавов методом ДСК удается определить температуру стеклования (T_g), это – температура при которой наблюдается резкое изменение теплоемкости из-за значительного изменения динамической вязкости и перехода сплава в псевдожидкое состояние. Температура стеклования, как правило, на 20-100 °С ниже температуры кристаллизации. При температурах ниже температуры стеклования происходят незначительные изменения свойств аморфных сплавов, которые очень трудно исследовать, так как при этом не происходит заметное изменение структуры, теплоемкости и других физических параметров, поэтому подавляющее большинство исследований посвящено изучению характеристик аморфных сплавов в области температур стеклования и кристаллизации, где эти изменения более заметны и могут быть исследованы известными методами.

В данной работе для исследования деформационного поведения аморфных сплавов от температуры использовали динамический механический анализ (ДМА). Основы метода ДМА были разработаны К. П. Менардом в 1990-2000 годах. В настоящее время несколько фирм освоили производство ДМА-анализаторов, среди них один из пионеров и лидеров в производстве таких приборов немецкая фирма «NETZSCH», оборудованием которой мы и пользовались (DMA 242C). Динамический механический анализ дает возможность исследовать изменение механических свойств материалов под действием небольших периодических, как правило, синусоидальных, динамических нагрузок в зависимости от температуры, времени и частоты.

Принцип действия ДМА заключается в регистрации реакции материала (деформации, сдвига фаз, амплитуды) на действие небольших периодических, динамических нагрузок в зависимости от температуры, времени и частоты. Определяются такие параметры:

комплексный динамический модуль, E ;

модуль упругости, который характеризует упругие свойства материала, E^I ;

модуль потерь, показывает превращение механической энергии в другие виды энергии, например, в тепло, является мерой невозвращенной, потерянной энергии колебаний, характеризует пластичные свойства материала, E^{II} ;

коэффициент потерь, или тангенс угла потерь ($\text{tg}\alpha$), характеризует механическое демпфирование или внутреннее трение системы. Высокое значение $\text{tg}\alpha$ характерно для материалов с большой долей пластической деформации.

Сплав $\text{Fe}_{60}\text{Cr}_{20}(\text{C},\text{Si},\text{P})_{20}$ в аморфном состоянии в виде ленты шириной 1,6 мм и толщиной 40 мкм был получен методом спинингования расплава на медный быстровращающийся диск. Контроль структуры сплава выполняли рентгеноструктурным методом на дифрактометре ДРОН-3М в монокроматическом $\text{K}\alpha$ - Fe излучении. Для аморфной ленты в области углов рассеивания 37° и 46° на дифракционных кривых наблюдались два интенсивных гало, а характеристические пики кристаллических соединений отсутствовали.

ДМА-измерения проводились методом растяжения при статической нагрузке 4 Н и динамической – 6 Н, и максимальной амплитуде 100 мкм и частотах 1, 5, 10 Гц. Исследования показали, что при нагреве аморфного сплава до температуры 200°C его длина уменьшается, то есть в интервале температур 25 - 200°C образец имеет отрицательный ТКЛР ($\text{TKLP} = -6 \times 10^{-6}$). Модуль упругости при этом растет и достигает максимального значения при температуре 306°C , последующее охлаждение образца не влияет на значение модуля. Изотермическая выдержка аморфного сплава, при указанной температуре, позволяет несколько повысить модуль упругости. Температурная зависимость модуля упругости термообработанного образца значительно отличается от аналогичной зависимости для исходного образца, наблюдается равномерное уменьшение модуля. Таким образом, установлено, что изменение модуля упругости при термической обработке сплава носит необратимый характер. При температуре термообработки выше 400°C происходит частичная кристаллизация аморфной ленты. Уменьшение длины на первом этапе нагрева, наблюдается и для термообработанных образцов, то есть процесс имеет обратимый характер. После кристаллизации сплав полностью теряет пластичные свойства (внутреннее трение равно нулю), а модуль упругости приобретает максимальное значение.

Наши исследования показали, что если аморфной ленте задать определенную форму (например, круга) то при температуре обработки, ниже 200°C и снятии нагрузки, сплав полностью восстанавливает свою первоначальную форму. В интервале температур 200 - 350°C , первоначальная форма термообработанной ленты восстанавливается частично. При температурах обработки 350 - 440°C лента полностью теряет способность восстанавливать первоначальную форму, причем на способность восстанавливать форму влияет не, только температура, но и время выдержки. Полученные результаты позволили определить режимы термической обработки аморфной ленты $\text{Fe}_{60}\text{Cr}_{20}(\text{C},\text{Si},\text{P})_{20}$, обеспечивающие фиксацию заданной формы, при этом сплав останется полностью аморфным.

***СЕКЦИЯ 14 - КОМПЬЮТЕРНОЕ
МОДЕЛИРОВАНИЕ И МАТЕМАТИЧЕСКИЕ
МЕТОДЫ ОПИСАНИЯ СТРУКТУРЫ И
МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ
МАТЕРИАЛОВ И НАНОМАТЕРИАЛОВ***

МОДЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ СВАРКЕ

Адамов Р.Г., Семенов Я.С.

Россия. Якутский государственный инженерно-технический институт, E-mail: yansemenov@mail.ru

MODELING ANALYSIS ON RESUDUAL STRANE OF THE WELDING

Adamov R.G., Semenov Y.S.

Annotation

Method of the strike on the welding seam of the lowing residual strain. Deformation measuring on Mauro technology. Method of the strike on the welding seam is the very effective.

Остаточные напряжения в сварных соединениях могут достигать высоких значений близких к пределу текучести. Часто остаточные напряжения выступают как необходимый фактор процесса разрушений – возникновения горячих и холодных трещин. Их влияние на прочность, особенно при низких температурах, значительно.

Целью данной работы является экспериментальное изучение влияния «проковки» на степень снижения остаточных напряжений.

В связи с этим, одновременно, проводится эксперимент по регистрации и снижению остаточных сварочных напряжений.

Методика исследований. Для регистрации остаточных напряжений применен метод муаровых покос и использован при оценке эффективного пластического следа на образце до и после проковки.

Для регистрации остаточных картин муаровых полос после сварки и их перераспределения при проковке была создана специальная установка. Установка состоит из двух компонент - широкоформатной фотокамеры и приспособления для установки и крепления образца.

Для исследования процесса перераспределения деформаций после проковки были выбраны образцы из малоуглеродистой стали 19Г в виде жестких проб, которые наиболее реально моделируют характер распределения деформаций при сварке.

С целью исследования влияния марки электродов на характер распределения остаточных деформаций, были заварены два контрольных образца "жесткой пробы" разными электродами УОНИ 13/45 и АНП-2, но с одинаковыми параметрами сварки: ток $J = 170$ А, напряжение $U = 23$ В, скорость сварки $v = 12$ см/мин, диаметр электродов 4 мм. Их механические свойства УОНИ 13/45 $\sigma_B = 460$ МПа, АНП-2 $\sigma_B = 720$ МПа.

Из-за разницы между временным сопротивлением σ_B стали 19Г и электрода АНП-2 равной 270 МПа, уровень деформаций больше, чем для случая электрода УОНИ 13/45, поэтому эксперимент проводился с применением электродов АНП-2.

Проковку осуществляли пневмомолотом при давлении 2 атм, фиксируя время в качестве параметра обработки. Методика расчета остаточных деформаций дана на рис.1.

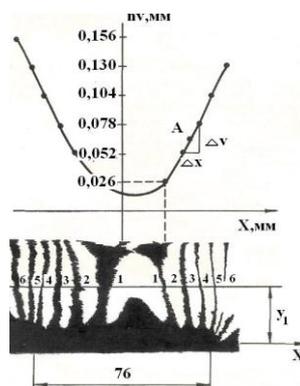


Рис.1. Методика расчета остаточных деформаций.

Результаты эксперимента. «Жесткая проба» типа Лихай 100x100 поле растра. Разделка кромок 60°. Обработку проводили по сечению $y = 6$ мм от оси разделки и определяли одну из компонент сдвиговой деформации γ_{xx} . Видно, что характер распределения остаточных деформаций одинаков для обоих электродов (рис.2).

Характер поведения деформаций после проковки при различных временах воздействия (0-500 сек) – характерен, но различен по уровню.

Градиент деформаций по оси x от середины образца до отверстия составлял в среднем 0,9% и может способствовать возникновению трещины в продольном направлении. В этом аспекте предпочтительней применение электрода УОНИ 13/45 из-за меньшей разницы уровней деформации возле отверстий и номинальной деформацией в середине образца.

Эти остаточные деформации позволяют легко оценить остаточные напряжения. Т.к. они не релаксированы, то создают напряжения ниже предела текучести, поэтому остаточные напряжения находятся в упругой области и $\sigma = E\varepsilon$. По значениям модуля упругости стали 19Г и полученным деформациям легко вычисляются величины остаточных напряжений.

Метод проковки позволяет значительно снизить остаточные деформации и напряжения. При определенных расчетах можно управлять величиной остаточных напряжений при сварочных работах.

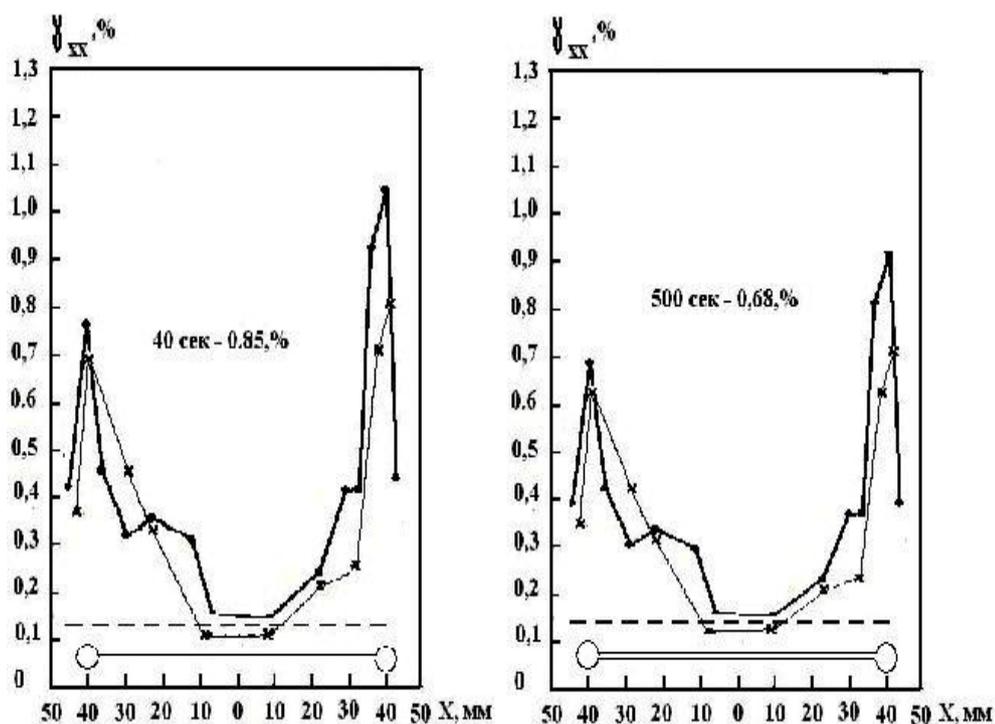


Рис.2.Снижение уровня остаточных деформаций при различных временах проковки:– деформации γ_{xx} для 40 и 500 секунд.

Закключение. Таким образом, можно заключить, что метод проковки снижения остаточных деформаций достаточно эффективен, но нужно подобрать технологические параметры проковки – время, энергия удара, точки обработки проковкой.

РАСЧЕТНЫЕ ЗАВИСИМОСТИ УПРАВЛЕНИЯ ПЕТЛЕЙ ГИСТЕРЕЗИСА ПРИ ОСУЩЕСТВЛЕНИИ ПРОЦЕССА ДИНАМИЧЕСКОЙ СТАБИЛИЗАЦИИ

Антонюк В.Е.

*Беларусь, Объединенный институт машиностроения Национальной академии наук
Беларуси, vladi@tut.by*

The basic settlement dependences by calculation of parametres of loading are given at management of a loop of a hysteresis for realisation of process of dynamic stabilisation. Results of use of the executed calculations are yielded at introduction of process of dynamic stabilisation for manufacturing of frictional disks.

Приведены основные расчетные зависимости по расчету параметров нагружения при управлении петлей гистерезиса для осуществления процесса динамической стабилизации. Приводятся результаты использования выполненных расчетов при внедрении процесса динамической стабилизации для изготовления фрикционных дисков.

РАСЧЕТНО-ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ МАТЕМАТИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ СОУДАРЕНИЯ ПЛОСКИХ ТЕЛ ПРИ ИХ ВЗРЫВНОМ НАГРУЖЕНИИ

Арестов Е.С., Шевчук Д.С., Кузьмин С.В., Лысак В.И.

Россия, Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru

EXPERIMENT-CALCULATED DETERMINATION OF PARAMETERS IN MATHEMATICAL MODEL OF COLLISIONS OF PLANE SOLID UNDER EXPLOSIVE LOADING

Arestov E. S., Shevchuk D. S., Kuz'min S. V., Lysak V. I.

Duration of beginning stage of acceleration of metal plates at explosion welding of multilayer packages is estimated in the paper by experiment-calculated method. Dependences of turning coefficients of presented mathematical model on initial parameters of explosion welding.

Для обеспечения высокого качества соединения многослойных композиционных материалов, изготавливаемых сваркой взрывом по одновременной схеме плакирования, необходимо на каждой из межслойных границ достаточно точно дозировать энергозвложения, зависящие, в свою очередь, от свойств соединяемых металлов и кинематических параметров, важнейшими из которых обычно считают скорости соударения слоев V_{ci} . В связи с этим расчет режимов сварки взрывом многослойных композиций сводится к определению оптимальных послойных скоростей соударения V_{ci} .

Расчетное определение послойных скоростей соударения в многослойном пакете при сварке взрывом основывалось на кинематической модели соударения, согласно которой послойное изменение скоростей полета является кусочно-непрерывным.

При этом разгон пакета пластин после каждого акта соударения происходит в две стадии: начальная, в течение которой происходит передача импульса от метаемой пластины к неподвижной, в ее пределах скорость полета за сравнительно малый промежуток времени возрастает от нуля до некоторого значения, которое рассчитывается из закона сохранения импульса; конечная, в пределах которой ускорение пакета сваренных пластин обусловлено только действием остаточного давления продуктов детонации.

Определение скорости полета пакета пластин в пределах начальной стадии разгона (V_{i+1}) и ее продолжительности (τ_n) основывается на математической модели не мгновенного вовлечения в процесс соударения массы ударяемой пластины. Данная модель включает ряд настроечных коэффициентов ($\{a_q\}$, $q = 1, 2, 3, 4$), непосредственно зависящих от технологических параметров сварки и свойств свариваемых материалов.

В опытах варьировали толщины свариваемых элементов и фазу разгона (h_1/H), которая характеризует величину остаточного давления продуктов детонации на поверхность метаемой пластины.

Методика определения коэффициентов основана на итерационной процедуре поиска поправок a_q к параметрам a_q , найденным на предыдущем шаге итерации s и минимизирующей степень уклонений $\{\varepsilon_j\}$ расчетных от экспериментальных данных по текущей скорости V_{i+1} и времени разгона τ_n ударяемой $i + 1$ пластины.

На основе имеющегося массива опытных данных по V_{i+1} и τ_n были изучены закономерности изменения параметров a_q для металлических пластин от суммарной толщины пакета провзаимодействовавших в полете пластин δ_Σ и фазы разгона h_1/H , а также степень влияния a_q на выходные параметры аналитической модели соударения V_{i+1} , τ_n . По итогам работы, были выявлены доминирующие параметры, проведена аппроксимация зависимостей $a_q = a_q(\delta_\Sigma, h_1/H)$ и сформирован ряд функций a_q . При этом, отклонения расчетных значений по V_{i+1} и τ_n от экспериментальных не превышало 15%.

Установленные количественные взаимосвязи между параметрами сварки взрывом и коэффициентами позволяют использовать значения последних при расчете и оптимизации режимов сварки взрывом трехслойных композитов и построении достоверной компьютерной модели исследуемого процесса.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 11-08-00244-а)

РАЗРАБОТКА КАЛИБРОВКИ ДЛЯ РАЗДЕЛКИ РЕЛЬСОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПРОГРАММНОГО КОМПЛЕКСА «DEFORM»

Ахмедшин Р.И.,¹ Иванов Д.М.,¹ Русаков А.Д.,² Трайно А.И.²

¹РФ, - *Электростальский политехнический институт (филиал) Федерального государственного образовательного учреждения высшего профессионального образования «Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,*

²РФ, - *Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова.*

Железнодорожные рельсы являются широко распространенным металлофабрикатом. На рис. 1 представлен чертеж наиболее распространенного рельса Р 65. По истечении заданного срока службы рельсы обладают достаточным уровнем механических свойств и поэтому их применяют для других назначений. В частности, отработавшие свой срок, рельсы широко используются в строительстве и на железнодорожных путях неотвественного назначения.

Однако, несмотря на это, задача использования переработки рельс стоит достаточно остро. Авторами доклада предлагается производить переработку этого вида отработанной металлопродукции без применения разделки рельс с последующей переплавкой. Для экономии средств переработку рельс можно осуществлять с помощью перекатки на пригодном для этого сортопрокатном оборудовании. В частности для этой цели возможно использование сортового реверсивного стана 600.

Одной из основных составляющих решения поставленной задачи является создание калибровки валков, которая позволяла бы получить прокат нужных свойств и размеров. С использованием программы DEFORM была разработана калибровка валков для перекатки рельсов. С помощью SolidWorks была создана 3D модели рельса с размера соответствующими ГОСТ Р 51685-2000.

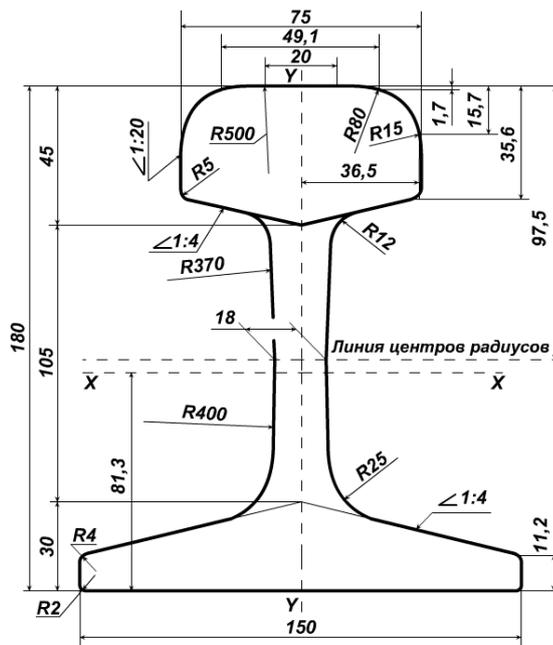


Рис. 1. Рельс типа Р 65

При создании модели за основу была взята базовая калибровка (см. рис. 2), ранее не использовавшаяся на производстве.

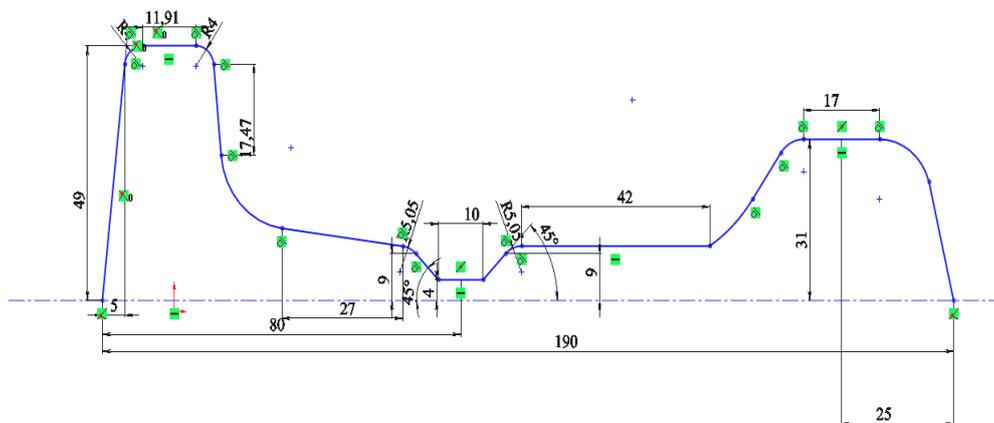


Рис. 2. Предложенная калибровка для разделки рельса.

При расчете режимов прокатки температура прокатки принималась 1080 – 1200 °С, а частота вращения вала соответствовала 150 об/мин.

ПРИМЕНЕНИЕ НЕЙРОСЕТЕВОГО ПОДХОДА К ВОССТАНОВЛЕНИЮ ДИАГРАММЫ РАСТЯЖЕНИЯ

Бакиров М.Б.,¹ Крутько Е.С.,¹ Киселев И.А.,¹ Мишулина О.А.,² Круглов И.А.²

¹ Россия, Центр материаловедения и ресурса, *testm@orc.ru*

² Россия, Национальный исследовательский ядерный институт «МИФИ»
mishulina@gmail.com, i-kruglov@yandex.ru

NEURAL NETWORK APPROACH TO RECOVERY STRESS-STRAIN DIAGRAM

Bakirov M.B.,¹ Krutko E.S.,¹ Kiselev I.A.,¹ Mishulina O.A.,² Kruglov I.A.²

¹ Russia, CMSLM Ltd., *testm@orc.ru*

² Russia, Institute of Functional Nuclear Electronics NRNU MEPhI,
mishulina@gmail.com, i-kruglov@yandex.ru

In this paper the problem of metal's mechanical properties recovery based on indentation diagram is described. Provided data analysis results have proved this task to be ill-posed. Parameters conversion error analysis is conducted. Special neural networks committee that can be used for properties estimation accuracy improvement is proposed. The results of numerical experiments are given. A new type of indenter for indentation diagrams informativity rising and problem conditionality enhancement is suggested.

Прочностные свойства металлов, такие как предел текучести, временное сопротивление, показатель деформационного упрочнения широко используются как на стадии проектирования, так и на стадии эксплуатации конструкций для оценки старения материала. Для обоснования работоспособности и надежности оборудования на всем жизненном цикле необходимо иметь методологию оценки механических свойств. Наиболее распространенной методикой определения механических свойств металлов является испытание образца на растяжение. Однако такой традиционный подход практически неприменим для массового контроля металла оборудования, так как приводит к необратимым повреждениям изделия. Альтернативным методом определения механических свойств являются безобразцовые неразрушающие методы, не наносящие существенных повреждений исследуемой конструкции. Наиболее обоснованным с точки зрения физичности и подобия процессов проведения испытаний по отношению к одноосному растяжению является метод кинематической твердости. Несмотря на подобие диаграмм статического вдавливания и растяжения [6], следует признать тот факт, что распределение НДС при измерении твердости имеет сложный нерегулярный характер. Это не позволяет разработать унифицированную методику пересчета диаграммы вдавливания в диаграмму одноосного растяжения. На практике большое распространение получила феноменологическая методика пересчета диаграмм индентирования в стандартные диаграммы растяжения [2, 6]. Однако у феноменологической методики существует недостаток: необходимость в проведении большого количества лабораторных испытаний для получения различных нормирующих коэффициентов для различных металлов и групп сталей. С целью унификации феноменологического подхода был предложен метод, основанный на использовании специального адаптивного преобразователя – искусственной нейронной сети.

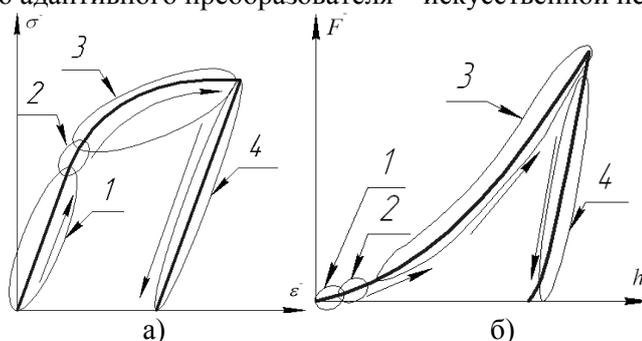


Рис. 1 Схематичное изображение диаграмм:
а) растяжения, б) вдавливания сферического индентора.

Задача состоит в определении механических характеристик металла σ_{IT} (предел текучести) и m (показатель упрочнения) и восстановлении диаграммы растяжения $\sigma(\epsilon)$ (зависимость удлинения образца ϵ от нагрузки σ) по диаграмме индентирования $F(h)$ (зависимость глубины индентирования h от приложенной к индентору силы F). На рис.1 схематично изображены диаграммы растяжения материала и вдавливания сферического индентора, номерами показаны участок упругого деформирования, зона зарождения первых пластических деформаций, участок развитого упруго-пластического деформирования и участок разгрузки соответственно. Таким образом, рассматриваются две модели напряженно-деформированного состояния металла: $\sigma(\epsilon)$ и $F(h)$. Под прямой задачей понимается построение модели $F(h)$ при известной модели $\sigma(\epsilon)$ (известных характеристиках σ_{IT} и m), а под обратной задачей – построение $\sigma(\epsilon)$ на основании $F(h)$. В этой терминологии целью работы является решение обратной задачи.

Основой для решения задачи является набор экспериментальных данных. Каждый пример набора обозначим вектором $(x^{(p)}, y^{(p)})$, $p=1,2,\dots,P$, где p – номер примера; $x^{(p)}=(x_1^{(p)}, x_2^{(p)}, \dots, x_N^{(p)})$ – вектор полученных в эксперименте (физическом или модельном) значений, характеризующих диаграмму индентирования; $y^{(p)}$ – значение одной из механических характеристик металла (σ_{IT} или m). В работе предлагается строить функциональное отображение $y=f(x)$ в классе нейронных сетей.

Экспериментально установлено, что на одном многослойном персептроне не удастся решить поставленную задачу с требуемым уровнем точности во всей области рассматриваемых значений σ_{IT} и m [1]. Среднеквадратичный критерий, используемый при обучении многослойного персептрона, обеспечивает минимизацию статистически осредненной ошибки и допускает значительные локальные погрешности воспроизведения функции, которую он реализует. Для повышения точности работы преобразователя предлагается более сложная организация нейросетевой модели функции $f(x)$, которая реализуется при помощи комитета нейронных сетей. Основная идея, лежащая в принципе архитектуры предлагаемого комитета нейронных сетей [3], заключается в использовании нескольких многослойных нейронных сетей (МНС) [4], реализующих функцию $f(x)$ и обучающихся на различных выборках, с последующим выбором лучшей оценки, привлекая решение соответствующей прямой задачи.

Для обучения НС комитета использован набор данных, содержащий 86 модельных примеров, в которых диаграмма индентирования рассчитана методом конечных элементов. Из располагаемого набора данных случайным образом отобраны 80% примеров для обучения комитета, а 20% оставлены на его тестирование. Для проверки качества обучения каждой из сетей (отдельно от всего комитета в целом) из обучающей части дополнительно выделялись валидационные примеры. Таким образом, каждая сеть в составе комитета обучалась на индивидуальном подмножестве примеров, случайно отобранном из общей обучающей части выборки. Используемая схема составления обучающих и тестовых выборок основана на идее метода кросс-валидации [5].

Применение комитета НС позволяет повысить точность пересчета диаграммы растяжения по диаграмме вдавливания. Однако такой подход не усиливает обусловленность обратной задачи, а лишь минимизирует возможные ошибки пересчета. Причиной плохой обусловленности обратной задачи является близость диаграмм вдавливания для различных диаграмм растяжения: незначительное варьирование параметров в поле значений (h, F) приводит к существенному изменению параметров (σ_{IT}, m) . Физически неразличимость диаграмм вдавливания связана с формой индентора для проведения процедуры кинетического вдавливания по ISO/FDIS 14577-1:2000-04.

Экспериментальные данные были получены с использованием шарового индентора, который обладает рядом положительных качеств по сравнению с другими видами инденторов (пирамида, плоский штамп, конус). Существенным недостатком шарового индентора является тот факт, что первоначальный контакт индентора с исследуемым материалом является точечным. Материал под индентором быстро переходит в упруго-пластическое состояние, диаграмма вдавливания не имеет

ярко выраженных упругого и переходного участков деформирования (

а) б)

Рис. 1 рис. 1б). Напротив, диаграммы растяжения металлов, как правило, имеют ярко выраженный участок упругого деформирования. Следовательно, при записи процесса вдавливания шарового индентора в материал, часть информации о материале теряется. Стоит отметить, что применение любого индентора из стандартных типов приводит к потере информации об одном из участков деформирования.

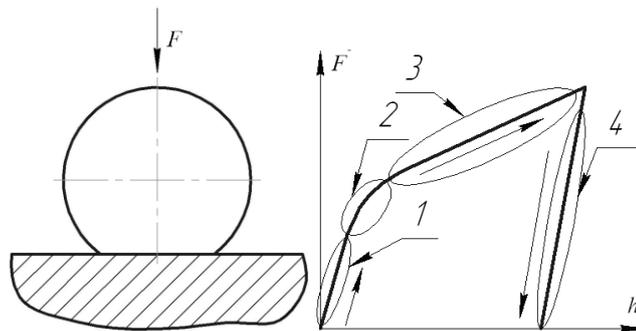


Рис.2. Шаровой индентор с бозовой плоскостью

Рис.3. Схематичное изображение диаграммы вдавливания шарового индентора с лыской

В качестве нового предлагается индентор, конструкция которого показанная на рис. 2 и представляющая собой шаровой индентор с опорной поверхностью (лыской). Такой индентор обладает основными достоинствами стандартных инденторов и лишен части их недостатков. При вдавливании диаграмма индентирования содержит ярко выраженный упругий начальный участок нагружения за счет контакта по площади в начальный момент, участок перехода в пластическое состояние и участок развитого упруго-пластического деформирования (рис.3).

Расчетным путем было получено, что для диаграмм вдавливания индентора с лыской варьирование параметров (σ_{IT} , m) приводит к значительному варьированию параметров (h , F), что положительно сказывается на обусловленности обратной задачи пересчета. Экспериментально показано, что с использованием комитета достигается статистически значимое повышение точности оценок механических характеристик исследуемого металла в условиях реальных погрешностей измерений диаграммы индентирования.

Список литературы:

1. Бакиров М.Б., Киселев И.А., Круглов И.А., Мишулина О.А. Нейросетевой подход к восстановлению механических характеристик металла по результатам кинетического индентирования // XII Всероссийская научно-техническая конференция «Нейроинформатика-2010». Сборник научных трудов. Часть 2. – М.: МИФИ. – 2010. – С. 218–226.
2. Бакиров М.Б. Потапов В.В. Фролов И.В. Разработка расчётно-экспериментальных методик получения механических характеристик на основе метода кинетического индентирования. «Мир измерений». 2006. №8. С. 5-11.
3. Мишулина О.А. Бакиров М.Б. Круглов И.А. Анализ точности нейросетевого решения задачи восстановления механических характеристик металла // XIII Всероссийская научно-техническая конференция "Нейроинформатика-2011". Сборник научных трудов. Часть 2. - М.: МИФИ. - 2010. - С. 164-174.
4. Хайкин С. Нейронные сети: полный курс, 2-е издание. – М.: Издательский дом «Вильямс». – 2006. – 1104 с.
5. Efron B. Tibshirani R. An introduction to the bootstrap. London: Chapman and Hall. – 1993. – 436p.
6. Tabor D. The hardness of metals. Oxford University Press – 2000. – 175p.

ПРИМЕНЕНИЕ МКЭ ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ ПО ДИАГРАММЕ ВДАВЛИВАНИЯ ШАРОВОГО ИНДЕНТОРА

Бакиров М.Б., Крутько Е.С., Киселев И.А.

Россия, Центр материаловедения и ресурса, testm@orc.ru

DETERMINATION OF THE MATERIAL MECHANICAL PROPERTIES FROM BALL KINETIC INDENTATION DIAGRAM VIA FINITE ELEMENT METHOD

Bakirov M.B., Krutko E.S., Kiselev I.A.

Russia, CMSLM Ltd., testm@orc.ru

Abstract Various approaches to determination of the material mechanical properties by means of kinetic indentation testing are analyzed in the paper. Particular attention is paid to the use of modern numerical methods such as finite element method and neural network algorithm.

В современном машиностроении существует необходимость экспериментального определения прочностных характеристик материалов в эксплуатационных условиях. Среди существующих методов прямых механических испытаний метод твердости является, пожалуй, единственным, позволяющим проводить эти испытания на действующем оборудовании [1,2]. Измерения твердости в настоящее время получили широкое распространение как наиболее простой вид надежных скоростных механических испытаний, не вызывающих разрушения контролируемых изделий. Между параметрами прочности и пластичности материалов, получаемыми при испытаниях на растяжение и на твердость, должна существовать глубокая внутренняя связь, так как твердость не является особым свойством металла, а представляет собой вторичную характеристику, зависящую от основных механических свойств. Из всего многообразия методов измерения твердости вдавливание индентора в форме шара с непрерывной записью диаграммы индентирования дает наиболее полную информацию о поведении материала при локальном деформировании с учетом роста величины пластической деформации в зоне отпечатка. Можно выделить два основных направления разработки различных методик восстановления механических свойств материалов по результатам испытаний на вдавливание шара: феноменологический подход и численный подход.

Феноменологическая методика является исторически первой попыткой определения механических свойств материала по диаграмме вдавливания шарового индентора и основана на алгоритме сравнения диаграмм образцовых испытаний на одноосное растяжение и диаграмм вдавливания индентора с последующим установлением феноменологических связей между напряжениями и деформациями материала при растяжении и вдавливании. Методика основана на выделении и последующем сопоставлении сходственных коэффициентов в формулах, описывающих зависимости интенсивности напряжений при эквивалентных степенях пластической деформации. Принципиально важно, что в феноменологической методике делается различие между поведением материалов, принадлежащих к различным группам. К сожалению, существуют серьезные недостатки такого подхода: 1) недостаточная степень унификации и 2) необходимость проведения большого количества экспериментов для каждой группы материалов при настройке феноменологических соотношений. Эти недостатки подтолкнули исследователей к разработке и развитию численных подходов к перестроению диаграммы вдавливания в стандартную диаграмму растяжения, требующих меньшего количества экспериментов и обладающих большей универсальностью.

Поведение материала при деформировании описывается дифференциальными уравнениями в частных производных (теория упругости и теория пластичности). Решение этих уравнений для задачи вдавливания в упругой постановке было получено Г.Герцем аналитически в 1880 г. Г.Герц также попытался использовать свою теорию для точного определения твердости тел через контактное давление, вызывающее начало пластического течения в теле при вдавливании в него жесткого индентора. В то время данная методика оказалась неудовлетворительной вследствие трудностей локализации точки зарождения течения под действием контактных напряжений. Дальнейшие попытки были связаны с математическим моделированием упруго-пластического поведения материала при вдавливании штампов различной формы. Для решения данной задачи использовали метод линий скольжения – полуаналитический численный метод решения задач о пластическом течении материалов. Важные результаты в этом направлении были получены Ишлинским, Прагером. Однако учет упрочнения материала при

использовании метода линий скольжения был крайне затруднителен, поэтому удалось получить решения только для модельных задач. Развитие численных методов решения задач о деформировании материалов привело к возникновению метода конечных элементов (МКЭ) – универсального метода решения задач механики сплошной среды, описываемых дифференциальными уравнениями в частных производных [7]. МКЭ позволяет решить задачу о вдавливании индентора в материал образца с учетом реальной диаграммы упрочнения и с учетом геометрической нелинейности контактного взаимодействия. Численные решения, полученные при помощи МКЭ, позволили лучше понять механизмы деформирования материала под индентором, получить полную картину напряжений и деформаций в любой точке образца, произвести моделирование напыла и т.д.[3,4] В данном круге задач метод конечных элементов был впервые применен к исследованию осесимметричного поля напряжений при вдавливании цилиндрического штампа в работе [5].

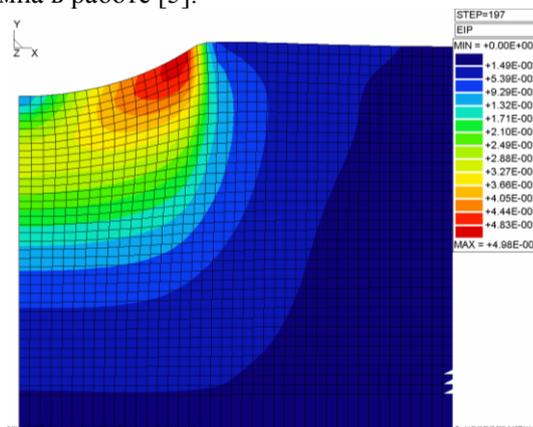


Рис.1 – Распределение интенсивности пластических деформаций (МКЭ).

Метод конечных элементов сам по себе позволяет найти решение так называемой прямой задачи, т.е. вычислить диаграмму индентирования по известной диаграмме деформирования материала. Точность получаемой диаграммы вдавливания весьма высока и зависит от точности исходных данных (в первую очередь диаграммы деформирования материала) и качества конечно-элементной сетки в расчетной области. Однако решение задачи в такой постановке не позволяет без применения дополнительных алгоритмов определить механические свойства исследуемого материала по имеющейся экспериментальной диаграмме вдавливания. Фактически, численное моделирование только заменяет эксперимент. Задавая различные диаграммы растяжения (не обязательно соответствующие реальным материалам) мы можем получить соответствующие им диаграммы вдавливания. В результате можно накопить базу численных экспериментов – пар диаграмм растяжения-вдавливания. При этом количество численных экспериментов может быть достаточно большим, таким, которое нельзя получить в обычном натурном эксперименте. Если расчеты проводятся при помощи программы, прошедшей достаточную экспериментальную верификацию на рассматриваемой задаче (т.е. расчетные диаграммы вдавливания с хорошей точностью соответствуют экспериментальным), то накопленной базой данных можно пользоваться для восстановления механических свойств материалов. При этом в накопленной базе численных решений находят диаграмму индентирования (и, следовательно, соответствующую ей диаграмму растяжения материала) наиболее близкую к экспериментальной диаграмме в смысле наименьшего среднеквадратичного отклонения.

Другой подход, более предпочтительный, заключается в использовании нейросетевых алгоритмов [6]. При этом накопленная база численных решений используется при обучении нейросети, предназначенной для решения обратной задачи. После обучения на вход нейросети подают параметры аппроксимации экспериментальной диаграммы вдавливания, на выходе получают коэффициенты аппроксимации искомой диаграммы растяжения (предел текучести и коэффициент упрочнения).

После того как диаграмма растяжения была рассчитана по диаграмме индентирования одним из методов, требуется проверить, насколько велика погрешность полученного решения. Для этого необходимо решить при помощи МКЭ прямую задачу индентирования, взяв в качестве исходных данных восстановленную диаграмму растяжения, и проверить соответствие экспериментальной и расчетной диаграмм индентирования.

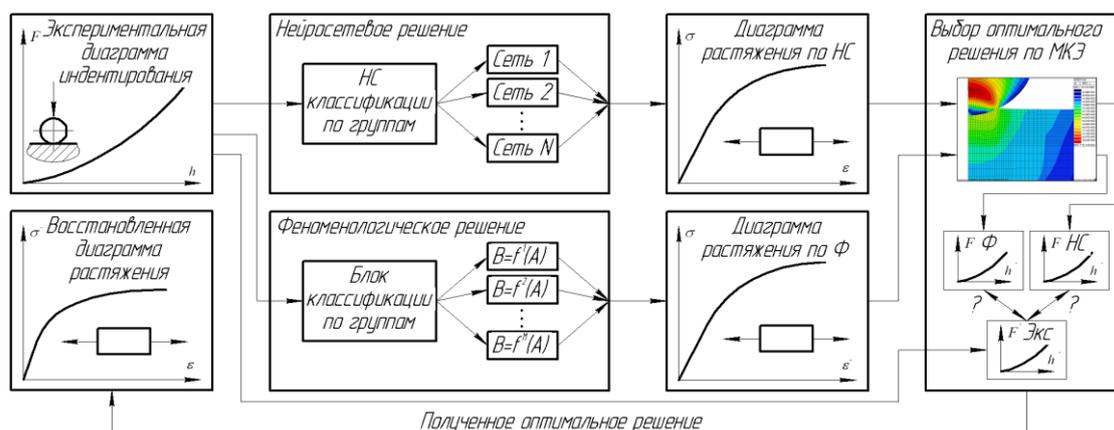


Рисунок 2 - Блок-схема восстановления диаграммы растяжения по экспериментальной диаграмме вдавливания в рамках программного комплекса.

Литература:

1. D.Tabor, The Hardness of Metals, Oxford University Press, New York, 1951. 175p.
2. Бакиров М.Б. Потапов В.В. Фролов И.В. Разработка расчётно-экспериментальных методик получения механических характеристик на основе метода кинетического индентирования. «Мир измерений». 2006. №8. С. 5-11.
3. Бакиров М.Б. Зайцев М.А. Фролов И.В. Математическое моделирование процесса вдавливания сферы в упруго-пластическое полупространство «Заводская лаборатория. Диагностика материалов». 2001. Т. 67. №1. С. 48-59.
4. Ahn J.-H., Kwon D. Derivation of plastic stress-strain relationship from ball indentations: Examination of strain definition and pileup effect. J. Mater. 2001. Res. 16. P. 3170-3178.
5. Akyuz F.A., Merwin, J.E. «Solution of nonlinear problems of elastoplasticity by finite element method» AIAA Journal, 1968, 6 p. 1825.
6. Бакиров М.Б., Киселев И.А., Круглов И.А., Мишулина О.А. Нейросетевой подход к восстановлению механических характеристик металла по результатам кинематического индентирования. Сборник научных трудов. XII Всероссийская научно-техническая конференция «Нейроинформатика-2010». Российская академия наук, НИЯУ. МИФИ. 2010. Ч. 2. С. 130-142.
7. Зенкевич О. Метод конечных элементов в технике. – М.: Мир, 1975. – 543 с.

МОДЕЛИРОВАНИЕ НЕОДНОРОДНОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛА С ПОКРЫТИЕМ

Балохонов Р.Р., Романова В.А., Шваб Е.А.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, 634021 Томск E-mail: rusy@ispms.tsc.ru

NUMERICAL SIMULATION OF NONHOMOGENEOUS DEFORMATION AND FRACTURE IN COATED MATERIALS

Balokhonov R.R., Romanova V.A., Schwab E.A.

The Institute of Strength Physics and Materials Science, SB RAS, 634021 Tomsk, Russia E-mail: rusy@ispms.tsc.ru

The numerical simulations of the deformation and fracture in an iron boride coating – steel substrate composition are presented. The dynamic boundary-value problem is solved numerically by the finite-difference method. A complex geometry of the borided coating – steel substrate interface is taken into account explicitly. To simulate the mechanical behavior of the steel substrate, use is made of an isotropic strain hardening model including a relation for Lüders band propagation. Local regions of bulk tension are shown to arise near the interface even under simple uniaxial compression of the composition and in so doing they determine the mesoscale mechanisms of fracture. The interrelation between plastic deformation in the

steel substrate and cracking of the borided coating is studied. Lüders front propagation stages attributable to the interface complex geometry have been revealed. The coating cracking pattern, location of the fracture onset regions and the total crack length are found to depend on the Lüders front velocity in the steel substrate.

В работе исследованы особенности деформирования и разрушения композита «стальная основа – боридное покрытие» [1]. Рассмотрены два случая в зависимости от марки стали, на которую наносится покрытие: с учетом и без учета распространения полосы типа Чернова-Людерса в подложке. Краевая динамическая задача решается численно методом конечных разностей в постановке плоской деформации. Для описания механической реакции стальной основы используется упруго-пластическая модель с изотропным упрочнением. Введено дополнительное критериальное условие, которое позволяет моделировать распространения фронтов локализованной пластической деформации. Для описания растрескивания боридного покрытия используется критерий разрушения типа Губера. Структура композита учитывается явно в расчетах [1, 2].

Проведены серии численных экспериментов деформирования материала с покрытием при растяжении и сжатии. Установлено, что скорость распространения полосы Людерса не постоянна. Обнаружены четыре стадии, наличие которых определяется сложной геометрией границы раздела «покрытие-подложка».

Исследовано влияние нового параметра модели ε_0 , физический смысл которого связан со способностью дислокаций тормозиться на примесях и атомах внедрения. Показано, что средняя скорость распространения полосы Людерса линейно возрастает с увеличением ε_0 , а зависимость прочности композита от величины ε_0 носит немонотонный характер. Наклон данной кривой зависит от того, на какой из четырех стадий распространения полосы Людерса в подложке происходит разрушение покрытия.

Анализ результатов расчета позволяет сделать следующие общие выводы.

По мере нарастания нагрузки фронт пластической деформации постепенно продвигается по стальной подложке. Перед фронтом материал находится в упругом состоянии, за фронтом наблюдается локализованное пластическое течение. Концентраторы напряжений вдоль границы раздела «покрытие-подложка» формируют систему сопряженных полос сдвига (рис. 1а-б), количество которых связано с шероховатостью границы, а степень локализации деформации в каждой полосе – с геометрией границы раздела в области концентратора и с разницей в механических свойствах бориды и стали.

Движущийся фронт полосы Чернова-Людерса может инициировать растрескивание покрытия. Кончики образованных трещин «упираются» в границу раздела, формируя новые концентраторы напряжений, от которых в стальной подложке развиваются более мощные полосы локализованной пластической деформации. Данные полосы большего масштаба накладываются на первоначально сформированную картину локализации (рис. 1в-е), их количество связано с количеством трещин, а степень локализации – с механическими свойствами только стальной основы, поскольку разрушенный материал не сопротивляется нагружению.

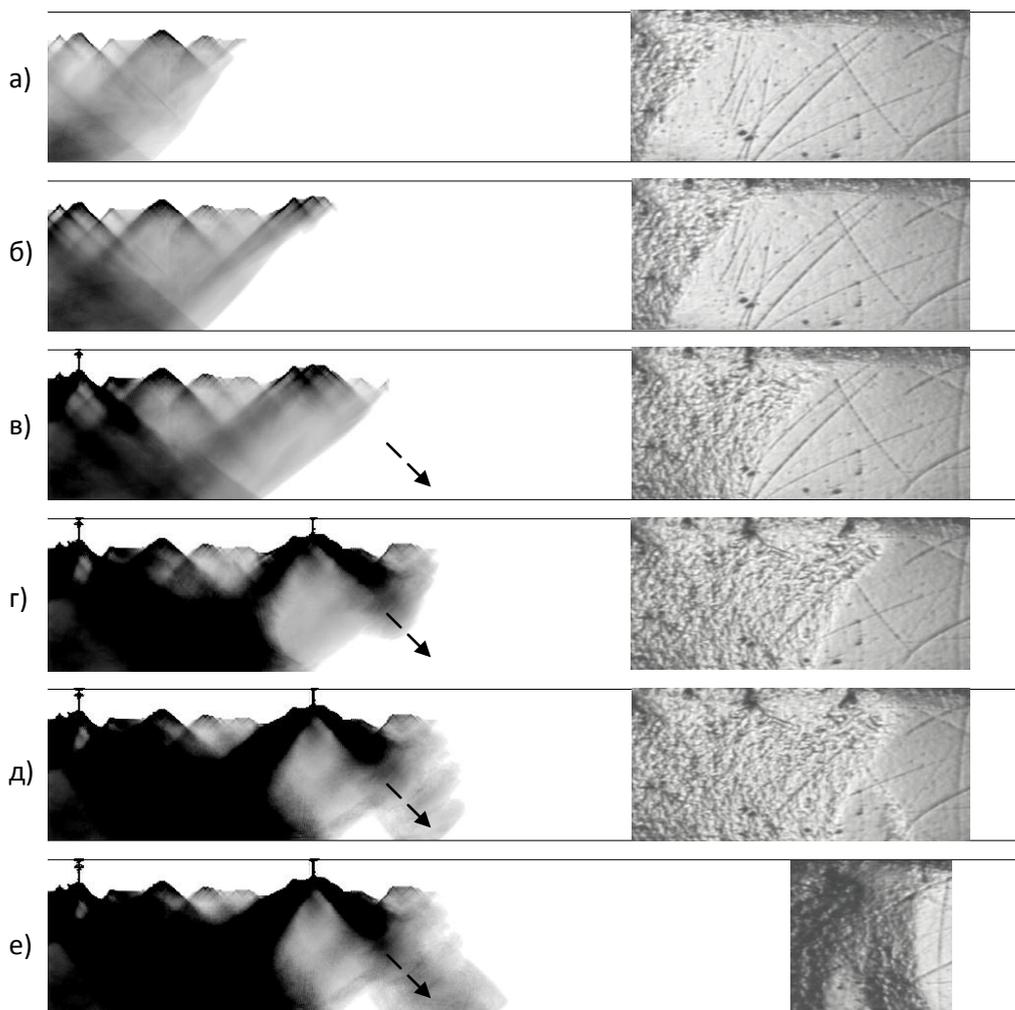


Рис 1. Расчет распространения полосы Чернова-Людерса в стальной подложке, сопровождающийся растрескиванием покрытия, в сравнении с экспериментом [3].

Первоначально фронт пластической деформации формируется под углом приблизительно 45 градусов к направлению растяжения. По мере распространения полосы угол может меняться на сопряженный (рис. 1в-е). Связано это с локальным изгибом образца в результате формирования сопряженных полос локализованной пластической деформации от концентраторов напряжений в области трещин и шероховатостей границы раздела «покрытие-подложка». На рис. 4в-е пунктирными стрелками обозначено направление прорастания полосы локализации от концентратора напряжений – трещины. Аналогичная картина деформирования наблюдается экспериментально при распространении фронта Чернова-Людерса в материале с покрытием (рис. 1).

Работа выполнена при поддержке Президента РФ (грант МД-202.2011.8) и Российского фонда фундаментальных исследований (проект 10-08-00084-а).

Список литературы:

1. R.R. Balokhonov, V.A. Romanova The effect of the irregular interface geometry in deformation and fracture of a steel substrate-boride coating composite. *International Journal of Plasticity*, 25 11 (2009) 2225-2248.
2. Balokhonov R.R., Romanova V.A., Schmauder S. Finite-element and finite-difference simulations of the mechanical behavior of austenitic steels at different strain rates and temperatures. *Mechanics of Materials*, 41 12 (2009) 1277-1287.
3. Панин С. В., Дураков В. Г., Прибытков Г. А. Мезомеханика пластической деформации и разрушения низкоуглеродистой стали с высокопрочным деформируемым покрытием // *Физическая мезомеханика*. 1998. Т.1. №2. С. 51–58.

КОНЕЧНО-ЭЛЕМЕНТНЫЙ АНАЛИЗ РЕЗУЛЬТАТОВ ЭКСПЕРИМЕНТА ПО СКАЛЫВАНИЮ КРОМОК ОБРАЗЦОВ ИЗ ХРУПКИХ МАТЕРИАЛОВ

Батанова О.А.,¹ Гогоци Г.А.,² Матвиенко Ю.Г.¹

¹ Россия, Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, e-mail: matvienko7@yahoo.com

² Украина, Институт проблем прочности им. Г.С. Писаренко НАН Украины,
e-mail: gogotsi@ipp.kiev.ua

FINITE ELEMENT ANALYSIS OF EXPERIMENTAL RESULTS ON EDGE CHIPPING TEST OF BRITTLE MATERIALS

Batanova O.A., Gogotsi G.A., Matvienko Yu.G.

The results of numerical modeling and analysis of stresses, deformations and displacements with reference to edge chipping tests of brittle materials have been presented. Three-dimensional nonlinear contact problem on the indentation of solids by spherical indenter was considered for numerical analysis. The obtained results confirm need of attracting numerical modeling for correct interpretation and optimization of the test results.

В связи с разработкой методов исследования материалов на различных масштабных структурных уровнях перспективными являются подходы, основанные на сочетании экспериментальных методов измерения механических характеристик и методах численного моделирования, таких как метод конечных элементов. В докладе представлены результаты численного моделирования и расчётного анализа напряжений, деформаций и перемещений применительно к экспериментам на скалывание кромок образцов из хрупких материалов (керамика, стекло) [1], позволяющим проводить испытания на образцах малых размеров. Данный метод испытаний заключается в следующем. На универсальной испытательной машине устанавливается автономный блок Ceram Test, в его перемещающемся штоке находится стандартный конический алмазный индентор Роквелла. В этом блоке монтируется двухкоординатный столик, на котором крепятся фотографические стёкла с приклеенными образцами. Индентором скалывается прямоугольная кромка образца, а разрушающая нагрузка P_f регистрируется компьютером. С помощью измерительного бинокулярного микроскопа определяется расстояние L от кромки образца до крайней точки скола на его поверхности, называемое расстоянием разрушения. По этим данным строится зависимость $P_f - L$, являющаяся исходной экспериментальной информацией для построения кривых сопротивления разрушению в виде зависимостей $F_R - L$, называемых R-линиями [1]. На рис. 1 приведена R-линия оксида алюминия. Сопротивление материала разрушению F_R оценивается как отношение разрушающего усилия P_f к расстоянию L . В качестве критериальной характеристики разрушения принимается среднее значение этих отношений

$$F_R = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \frac{P_{fi}}{L_i}, \text{ где } n \text{ количество экспериментальных точек.}$$

Для проведения численного расчётного анализа экспериментов по скалыванию кромок образцов керамических материалов решали статическую пространственную нелинейную контактную задачу о внедрении индентора Роквелла в деформируемое твёрдое тело. Радиус скругления активной части индентора 200 мкм. Задачу решали методом конечных элементов. Модель строили для активной части индентора и выделенного из образца фрагмента. По условиям симметрии относительно плоскости YZ, рассматривали половину конечно-элементной модели (рис.2). Индентор рассматривали как жёсткий. Для материалов по которым проводили расчёты: оксид алюминия, диоксид циркония, стекло, принята модель упруго деформирующегося тела.

В процессе расчётов варьировали расстояние от центра индентора до кромки образца d . В данном анализе представляет интерес трансформация полей напряжений, деформаций и

перемещений по мере удаления индентора от кромки образца в процессе эксперимента. При малых значениях параметра d эти поля несимметричны в плоскости YZ и распространяются до кромки образца. По мере удаления индентора от кромки образца асимметрия в распределении полей уменьшается и сами поля начинают отступать от кромки образца. На основании проведенного численного исследования и сопоставления его результатов с экспериментальными данными, можно констатировать, что стабильные возрастающие R-линии, как линейные, так и, в общем случае, нелинейные, соответствуют деформированию образца индентором в зоне краевого эффекта, которая может быть названа также зоной скалывания. При выходе из зоны краевого эффекта результаты испытаний становятся не представительными. Наблюдается не только большой разброс экспериментальных точек, но также может изменяться форма R-линии.

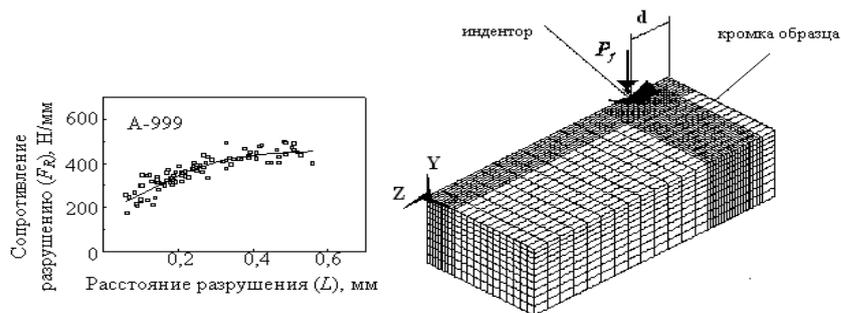


Рис. 1. R-линия оксида алюминия Рис. 2. Конечно-элементная модель

Для оценки размеров зоны скалывания, и соответственно, базы R-линии, предложен численный анализ поля перемещения U_z , направленного перпендикулярно к кромке образца, для которого наиболее явно проявляется процесс трансформации (рис. 3). В качестве критерия для определения границы зоны краевого эффекта, можно предложить такое значение параметра d и соответствующего ему параметра L , при котором поле перемещений U_z дистанцируется от его кромки и становится симметричным в плоскости YZ (рис 3 б).

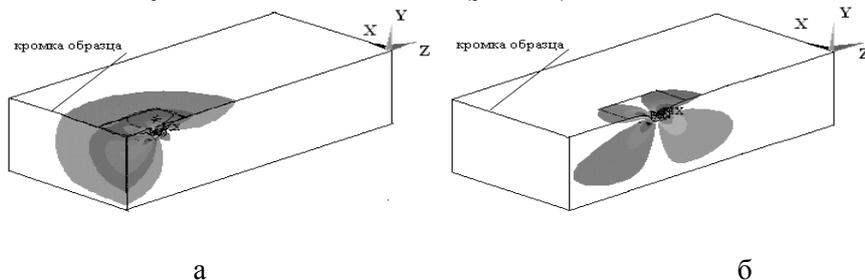


Рис 3. Поля перемещения U_z

Список литературы:

1. Гогоци Г. А. Сопротивление керамики разрушению: базовая диаграмма и R-линия /Проблемы прочности. 2006. № 3. С. 60–74.

МОДЕЛЬ МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Беженов С.А.

Украина, Запорожский национальный технический университет, bezhenov@zntu.edu.ua

THE HIGH-CYCLIC FATIGUE MODEL OF THE METALIC STRUCTURAL MATERIALS

Bezhenov S.A.

Summary. The structural-energy model of the high-cycle fatigue process in metallic materials is proposed. The physical interpretation of the parameters of the high-cycle fatigue curve equation is presented.

Предлагаемая модель многоциклового усталости (МнЦУ) конструкционных металлических материалов построена на общеизвестных положениях, имеющих либо теоретические, либо экспериментальные подтверждения и основывается на рассмотрении нагружения реального материала, представляющего собой сложную структурированную систему, состоящую из набора подобных взаимосвязанных структурных элементов, взаимодействующих между собой на разных масштабных уровнях. При этом внешняя нагрузка, приложенная к макрообъему, передается на более низкий масштабный уровень с коэффициентом усиления (эквивалент коэффициента концентрации напряжений), пропорциональным величине искажений упругого поля напряжений, обусловленных нарушением симметрии структуры на соответствующем масштабном уровне. Деформационные процессы, являющиеся результатом локальной перестройки структуры под действием соответствующих локальных напряжений, изменяют распределение напряжений, как на своем масштабном уровне, так и на всех иерархических уровнях структуры материала.

Несмотря на макроупругое поведение материала в целом при МнЦУ, всегда имеет место пластическая деформация в его локальных объемах. При этом изменение внешней подводимой к локальному объему энергии сопровождается пропорциональным изменением как энергии упругого, так и пластического деформирования. Таким образом в локальном объеме материала отношение упругой энергии к энергии пластического деформирования есть величина постоянная, являющаяся константой данного материала, входящей в уравнение кривой МнЦУ ($\sigma_a^m \cdot N = const$) в виде показателя степени m .

Разрушение определяется потерей устойчивости материала (способности упруго сопротивляться внешней нагрузке) при достижении критического размера зоны необратимых структурных изменений (повреждений) в локальных объемах материала. Условием устойчивости локального объема (и, как следствие, устойчивости материала в целом), является превышение доли упруго деформируемой части локального объема над частью, деформируемой пластически ($V_{el} > V_{pl}$), а условие $V_{el} = V_{pl}$ рассматривается как предельное состояние материала. Процесс разрушения (потери устойчивости) локального объема активируется приложением внешней нагрузки, вызывающей возникновение в его окрестности поля локальных напряжений, определяющих упругопластическое поведение материала в локальном объеме.

Рассматриваемая модель МнЦУ объясняет существование общего полюса кривых МнЦУ материалов одного класса. Ордината полюса представляет собой предельное напряжение, при котором теоретически еще возможно преимущественное действие упругой деформации микрообъемов материала при циклировании, и зависит от энергии активации разрушения основного элемента исследуемого сплава. Значение абсциссы полюса кривых МнЦУ обусловлено кинетикой стабилизационных деформационных процессов в материале при его циклировании, зависящей от химического состава сплава.

В соответствии с предлагаемой моделью, постоянная C представляет собой меру максимально допустимой поврежденности исследуемого материала, эквивалентом которой выступает число циклов до разрушения при амплитуде напряжений цикла 1 МПа. Выражение σ_a^m является мерой поврежденности конкретного материала в одном цикле нагружения на заданном уровне упругих

макронапряжений. Коэффициент m представляет собой относительную энергию активации процесса разрушения локального объема и характеризует степень упорядоченности структуры материала конкретного изделия.

Предложенная модель процесса усталости расширяет представления об этом сложном процессе и существенно повышает эффективность оценки работоспособности конструкционных металлических материалов в условиях МнЦУ.

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ НАНОКОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ Ta-C: СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Белов А. Ю.

Россия, Институт кристаллографии РАН, below@crys.ras.ru

Алмазоподобный (или тетраэдрический, ta-C) углерод является метастабильной формой аморфного углерода, обладающей свойствами алмаза из-за высокого (~80%) содержания атомов C с sp^3 -гибридизацией. Фактически, ta-C можно рассматривать как аморфный аналог алмаза. Интерес к этому материалу обусловлен уникальным сочетанием его механических и оптических свойств, благодаря которому ta-C оказался перспективным для применения в микроэлектромеханических системах. Другим важнейшим свойством алмазоподобного углерода является его высокая химическая инертность, открывающая возможность получения идеальных биосовместимых покрытий для различных приложений в медицинской технике.

Структура высокопрочных тонких плёнок ta-C, получаемых методами ионно-лучевого осаждения, характеризуется не только процентным содержанием sp^3 атомов в алмазоподобной тетраэдрической фазе ta-C, но и размером и топологией графитоподобных кластеров, образуемых атомами с sp^2 -гибридизацией. Если высокое содержание тетраэдрических атомов является причиной высокой прочности пленок ta-C (сопоставимой с прочностью алмаза), то топология кластеров определяет его электронную структуру и оптические свойства.

В данной работе методом молекулярно-динамического моделирования с применением многочастичного потенциала межатомного взаимодействия исследованы структурные превращения в пленках аморфного углерода при низкотемпературном отжиге и их влияние на механические свойства пленок: уровень внутренних напряжений и модуль упругости. Получена температурная зависимость содержания атомов углерода с sp^3 -гибридизацией в алмазоподобной фазе. В случае ta-C с плотностью, превышающей ~ 3.0 г/см³, содержание sp^3 -гибридизованных атомов практически не зависит от температуры отжига вплоть до температуры перехода в графитообразную фазу. Также показано, что при значении плотности аморфного углерода ~ 2.9 г/см³, отвечающем $\sim 70\%$ -ному содержанию атомов на тетраэдрических позициях, однородная структура пленок становится неустойчивой по отношению к образованию нанокластеров атомами с sp^2 -гибридизацией. Отжиг при температурах ~ 1000 К приводит к образованию неоднородных структур (нанокомпозитов), состоящих из высокотетраэдрической матрицы и графитоподобных включений (см. Рис. 1). Исследована связь процесса кластерообразования с релаксацией внутренних напряжений в пленках. Показано, что образование нанокластеров происходит после полной релаксации напряжений.

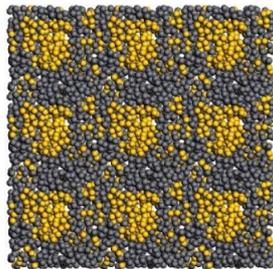


Рис.1. Модель атомной структуры аморфного нанокompозита с алмазоподобной матрицей и графитоподобными включениями, полученного в результате молекулярно-динамического моделирования термического отжига однородной ta-C пленки при температуре 1200 К.

МЕТОД ГРАНИЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ДЛЯ МАГНИТОЭЛЕКТРОУПРУГИХ ТЕЛ С ПОЛУПРОНИЦАЕМЫМИ ТРЕЩИНАМИ И ТОНКИМИ ВКЛЮЧЕНИЯМИ

Божидарник В.В.¹, Пастернак Я.М.¹, Сулим Г.Т.²

¹Украина, Луцкий национальный технический университет, pasternak@ukrpost.ua

²Украина, Львовский национальный университет им. Ивана Франко, sulym@franko.lviv.ua

BOUNDARY ELEMENT METHOD FOR MAGNETOELECTROELASTIC SOLIDS WITH SEMI-PERMEABLE CRACKS AND THIN INHOMOGENEITIES

Bozhydarnyk V.V., Pasternak Ia.M., Sulym H.T.

Methods of the theory of thermoelastic deformation of solids with thin inclusions are applied to studying of magneto-electroelastic medium with thin inhomogeneities. The integral equations of the problem are developed, and the efficient numerical boundary element procedure is adopted for their solution. Analytical solutions for limit cases of a permeable crack and a rigid conductive inclusion in a magneto-electroelastic medium are obtained. The numerical analysis of stress, electric displacement and magnetic induction intensity factors is held for semi-permeable cracks and elastic isotropic inclusion in the anisotropic magneto-electroelastic medium.

Расчет современных интеллектуальных материалов требует учета взаимодействия всего комплекса физико-механических полей, которые возникают в них. Весомое значение среди этих новейших материалов имеют магнитоэлектрические композиты, то есть изготовленные по керамико- или нанотехнологиям твердые смеси пьезомагнитной и пьезоэлектрической компонент, в которых магнитоэлектрический эффект возникает вследствие взаимодействия этих двух фаз. Вследствие структурной неоднородности магнитоэлектрических композитов одна из фаз (наполнитель) может рассматриваться как совокупность микровключений. С другой стороны, несовершенство либо нарушения технологии производства или эксплуатации таких композиций могут на мезо- и макроуровнях обусловить образование дефектов гомогенизированной структуры в виде тонких включений или трещин.

В отличие от линейной механики разрушения упругих тел, задачи теории трещин в магнитоэлектроупругих (МЭП) материалах являются, по существу, нелинейными, поскольку диэлектрическая и магнитная проницаемости газа (обычно, воздуха), который заполняет просвет щели, не равна нулю. То есть, всегда существуют дополнительные, преимущественно нелинейные, связи между раскрытием трещины и разрывами электрического и магнитного потенциалов на ней. Простейшие зависимости между последними часто строят по аналогии с моделью упругого основания Винклера, записывая краевые условия на берегах полупроницаемой трещины (semi-permeable crack), для которой разрыв электрического или магнитного потенциалов на дефекте пропорционален произведению раскрытия на нормальную составляющую электрического смещения или магнитной индукции. Линеаризируя эти уравнения, для упрощения используют также модели непроницаемой трещины (impermeable crack), для которой электрическое смещение и магнитная индукция на поверхностях дефекта являются заданными (обычно, нулевыми, то есть, магнитный и электрический контакт поверхностей отсутствует), а также проницаемой трещины (permeable crack) – электрический и магнитный потенциалы вместе с нормальными составляющими электрического смещения и магнитной индукции являются непрерывными при переходе через поверхность дефекта, то есть, реализуется идеальный электрический и магнитный контакт.

Недавно авторами предложено трещины в задачах электроупругости моделировать тонкими включениями, что позволило унифицировать в рамках линейной задачи описание всех трех моделей проницаемых, непроницаемых и полупроницаемых трещин. Подобный подход целесообразно использовать и в задачах МЭП, поскольку непроницаемыми для электрического и магнитного полей являются среды, для которых диэлектрическая ε и магнитная μ проницаемости близки к нулю. Напротив, для проницаемых сред $\varepsilon \rightarrow \infty$ или $\mu \rightarrow \infty$. Промежуточными значениями диэлектрической и магнитной проницаемостей, очевидно, можно моделировать все или почти все частично проницаемые среды. В данной работе ранее предложенные авторами модели

полупроницаемых трещин и тонких включений в пьезоэлектриках и математические методы их анализа распространены на задачи для МЭП тел с тонкими неоднородностями.

При рассмотрении содержащего тонкое инородное включение МЭП тела, исходя из принципа сопряжения континуумов разной размерности, создается линейчатая модель тонкой неоднородности: включение исключается из рассмотрения как геометрический объект определенной толщины, а контактные напряжения, поверхностные заряды, смещения и т.п. переносятся на его срединную поверхность и сформированные таким образом скачки (разрывы) физико-механических полей определяют вместе с внешней нагрузкой состояние в каждой точке тела (внешняя задача). В свою очередь эти скачки зависят от условий взаимодействия тонкой неоднородности с телом (математическая модель включения, внутренняя задача). Объединение внешней и внутренней задач дает возможность получить распределения физико-механических полей в теле с учетом меры адекватности полученной модели и точности проведенных расчетов.

При решении внешней задачи, ее определяющие соотношения в случае двумерной магнитоэлектростатической задачи сведены к виду

$$\begin{aligned}\tilde{\sigma}_{ij} &= \tilde{C}_{ijkl} \tilde{u}_{k,m}, \quad \tilde{\sigma}_{ij,j} = 0 \quad (i, k = 1, \dots, 5; j, m = 1, 2); \\ \tilde{u}_i &= u_i, \quad \tilde{\sigma}_{ij} = \sigma_{ij} \quad (i = 1, 2, 3), \quad \tilde{u}_4 = \phi, \quad \tilde{u}_5 = \psi; \quad \tilde{\sigma}_{4j} = D_j, \quad \tilde{\sigma}_{5j} = B_j \quad (j = 1, 2); \\ \tilde{C}_{ijkl} &= C_{ijkl}, \quad \tilde{C}_{ij4m} = e_{mij}, \quad \tilde{C}_{4jkm} = e_{jkm}, \quad \tilde{C}_{4j4m} = -\kappa_{jm}, \quad \tilde{C}_{ij5m} = h_{mij}, \quad \tilde{C}_{5jkm} = h_{jkm}, \\ \tilde{C}_{5j5m} &= -\mu_{jm}, \quad \tilde{C}_{4j5m} = -\beta_{jm}, \quad \tilde{C}_{5j4m} = -\beta_{jm} \quad (i, k = 1, 2, 3; j, m = 1, 2),\end{aligned}$$

где u_i , D_j , B_j – соответственно компоненты векторов смещений, электрических смещений и магнитной индукции; ϕ , ψ – электрический и магнитный потенциалы; σ_{ij} – компоненты тензора напряжений; C_{ijkl} – упругие постоянные; e_{ijk} , h_{ijk} , κ_{ij} – пьезоэлектрические, пьезомагнитные и диэлектрические постоянные; μ_{ij} , β_{ij} – магнитная и электромагнитная проницаемости.

Вследствие симметрии $\tilde{C}_{ijkl} = \tilde{C}_{klij}$ тензора \tilde{C} для внешней задачи построены граничные интегральные уравнения типа Сомильяны:

$$\begin{aligned}\frac{1}{2} \Sigma \tilde{u}_i(\mathbf{y}) &= \text{RPV} \int_{\Gamma_C^+} U_{ij}(\mathbf{x}, \mathbf{y}) \Sigma \tilde{t}_j(\mathbf{x}) d\Gamma(\mathbf{x}) - \text{CPV} \int_{\Gamma_C^+} T_{ij}(\mathbf{x}, \mathbf{y}) \Delta \tilde{u}_j(\mathbf{x}) d\Gamma(\mathbf{x}) + \\ &+ \int_{\Gamma} [U_{ij}(\mathbf{x}, \mathbf{y}) \tilde{t}_j(\mathbf{x}) - T_{ij}(\mathbf{x}, \mathbf{y}) \tilde{u}_j(\mathbf{x})] d\Gamma(\mathbf{x}), \\ \frac{1}{2} \Delta \tilde{t}_i(\mathbf{y}) &= n_j^+(\mathbf{y}) \left[\text{CPV} \int_{\Gamma_C^+} D_{ijk}(\mathbf{x}, \mathbf{y}) \Sigma \tilde{t}_k(\mathbf{x}) d\Gamma(\mathbf{x}) - \text{HPV} \int_{\Gamma_C^+} S_{ijk}(\mathbf{x}, \mathbf{y}) \Delta \tilde{u}_k(\mathbf{x}) d\Gamma(\mathbf{x}) + \right. \\ &\left. + \int_{\Gamma} [D_{ijk}(\mathbf{x}, \mathbf{y}) \tilde{t}_k(\mathbf{x}) - S_{ijk}(\mathbf{x}, \mathbf{y}) \tilde{u}_k(\mathbf{x})] d\Gamma(\mathbf{x}) \right],\end{aligned}$$

где ядра U_{ij} , T_{ij} , D_{ijk} , S_{ijk} определяются с использованием формализма Стрo.

Для решения внутренней задачи построена следующая модель тонкой неоднородности:

$$\Delta \tilde{\mathbf{t}}(\mathbf{y}) = -\mathbf{V}(\mathbf{y}) \Delta \tilde{\mathbf{u}}(\mathbf{y}) / h(\mathbf{y}), \quad \Sigma \tilde{\mathbf{u}}(\mathbf{y}) = 2\tilde{\mathbf{u}}^0 + \int_{\mathbf{y}_0}^{\mathbf{y}} \mathbf{W}(s) \tilde{\mathbf{P}}(s) / h(s) ds,$$

где $\Sigma(\bullet) = (\bullet)^+ + (\bullet)^-$, $\Delta(\bullet) = (\bullet)^+ - (\bullet)^-$; $\mathbf{t}^\pm = \boldsymbol{\sigma}^\pm \cdot \mathbf{n}^\pm$; \mathbf{n}^\pm – векторы нормалей к поверхностям γ^+ и γ^- , образованных поверхностью разрыва физико-механических полей γ ; $2h$ – толщина включения; \mathbf{V} , \mathbf{W} – матрицы МЭП-постоянных; $\tilde{\mathbf{P}}$ – усилие и электромагнитные поля в поперечном сечении включения.

Доказано, что поля механических напряжений, электрических смещений и магнитной индукции вблизи вершины (фронта) тонкого включения, в основу математической модели которого можно положить принцип сопряжения континуумов разной размерности, имеют корневую особенность. Для полного описания асимптотических выражений для напряжений, смещений и других величин в окрестности фронта неоднородности введено 10 обобщенных коэффициентов интенсивности напряжений, электрических смещений и магнитной индукции.

Для корректного определения с помощью метода граничных элементов смещений берегов линии разрыва физико-механических полей и вектора напряжений на ней, а также коэффициентов

интенсивности напряжений, построены специальные системы базисных функций, учитывающие корневую особенность. Предложены эффективные методы численного определения сингулярных и гиперсингулярных интегралов, а также специальные полиномиальные отображения, используемые при интегрировании сингулярных интегралов, содержащих особенные весовые функции.

Получены аналитические решения задачи в предельных случаях проницаемой трещины и жесткого электропроводного включения в МЭП среде. Представлены результаты численного анализа коэффициентов интенсивности для полупроницаемой трещины и упругого изотропного включения в анизотропной МЭП среде.

СТРУКТУРНАЯ МОДЕЛЬ ПЛАСТИЧНОСТИ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ

Бородин И.Н., Майер А.Е.

Россия, Челябинский государственный университет, elbor7@gmail.com, mayer@csu.ru

THE STRUCTURAL MODEL FOR NANOCRYSTALLINE METALS PLASTICITY

Borodin E.N., Mayer A.E.

We consider the grain boundary sliding as a dominant mechanism of plasticity in nanocrystalline metals. A mechanical model for barriers resistance to sliding has been proposed. Predicted barrier stresses fit well with experimental data for quasi-static deformations of different metals. Parameters for viscosity and barrier resistance also good correlated with data which have been estimated on the basis of the molecular dynamics simulation.

Будем считать, что зернограничное проскальзывание вносит основной вклад w_{ik}^{gb} в пластическую деформацию нанокристаллических металлов. Рассмотрим процесс перемещения одной плоскости зерен относительно других под действием сдвиговых напряжений. Смещение будет происходить в плоскостях, к которым приложены максимальные сдвиговые напряжения. Сдвиговое напряжение, действующее на данную плоскость зерен β , в процессе деформации материала тогда может быть представлено как $\sigma_{\tau}^{\beta} = S_{ik} n_i^{\beta} \tau_k^{\beta}$, где n_i^{α} и τ_k^{α} нормальный и касательный вектора к данной плоскости.

Под действием внешних напряжений в материале возникают также силы, препятствующие деформации материала. Для смещения на один диаметр каждому зерну в скользящей плоскости необходимо деформировать два зерна соседней плоскости, что приводит к появлению барьерного напряжения y_b , зависящего от размера зерна, которое необходимо преодолеть для реализации механизма зернограничного проскальзывания. Кроме того, на скользящее зерно будет действовать дополнительная сила вязкого терния $-\mu u^{\beta}$. Уравнение движения для плоскости зерен с учетом обеих сил может быть записано в виде:

$$m_g \frac{du^{\beta}}{dt} = \sigma_{\tau}^{\beta} - \mu u^{\beta} - y_b. \quad (1)$$

Здесь, u^{β} – скорость зерен в проскальзывающей плоскости относительно зерен, располагающихся в соседних плоскостях, m_g – масса зерен, приходящихся на единицу площади проскальзывающей плоскости, μ – коэффициент вязких сил, действующих вдоль границы скользящих зерен.

Оценки показывают, что инерционным слагаемым в (2) можно пренебречь. Тогда относительная скорость зерен данной скользящей плоскости относительно соседней плоскости: $u^{\beta} = \sigma_{eff}^{\beta} / \mu$, где введено $\sigma_{eff}^{\beta} = \sigma_{\tau}^{\beta} - y_b$ – эффективное напряжение течения в материале. В произвольной системе отсчета мы можем выразить тензор пластической деформации как:

$$\dot{w}_{ik}^{gb} = \sum_{\beta} \frac{u^{\beta}}{2d} \tau_i^{\beta} n_k^{\beta} = \frac{1}{2d} \sum_{\beta} \tau_i^{\beta} n_k^{\beta} \frac{\sigma_{eff}^{\beta}}{\mu}. \quad (2)$$

Для описания пластической деформации материала, таким образом, оказывается необходимым найти значения параметров вязкости границ и барьерного напряжения со стороны соседних зерен. При постоянной скорости деформации материала $\dot{\epsilon}$ для касательных напряжений получаем:

$$\sigma_{\tau}(t) = y_b + 2G\tau\dot{\epsilon}(1 - \exp(-t/\tau)), \quad (3)$$

с граничным условием $\sigma_{\tau}(0) = y_b$. Оценки показывают, что вязкие напряжения имеют значение при скоростях деформации превышающих 10^5 c^{-1} , типичных для молекулярно-динамических расчетов и экспериментов с генерацией ударных волн. Для деформаций со скоростями $10^{-5} - 10^{-2} \text{ c}^{-1}$, типичными для экспериментов имеет значение только барьерное напряжение. Мы можем оценить его, полагая зерна сферическими и используя теорию упругости для описания силы необходимой для их деформации на необходимую для проскальзывания зерен величину. Согласно [1] может быть получено выражение для компоненты упругой силы, действующей со стороны деформируемой сферы в направлении проскальзывания:

$$F_z = \zeta(\alpha) \frac{G}{1-\nu} (d-\delta)^2, \quad (4)$$

где функция $\zeta(\alpha) = \frac{\sqrt{2} \sin \alpha}{3} \left(1 - \frac{\cos \psi}{\cos \alpha}\right)^{3/2}$, d – средний диаметр зерна в материале, δ – толщина границы, для плотной упаковки зерен $\psi = \pi/6$ и α – угол характеризующий деформацию зерен в данный момент времени.

Барьерное напряжение равно максимальной силе действующей на зерно проскальзывающей плоскости со стороны двух соседних зерен:

$$y_b = 8.1 \cdot 10^{-3} \frac{G}{1-\nu} \frac{(d-\delta)^2}{d^2}, \quad (5)$$

где константа посчитана как максимум зависимости силы от угла деформации.

На Рис. 1а приведено сравнение теоретической кривой для никеля с экспериментальными точками из разных источников. Видно хорошее согласие с экспериментом. Хорошее согласие с экспериментальными данными дают также кривые, построенные для меди, золота и палладия.

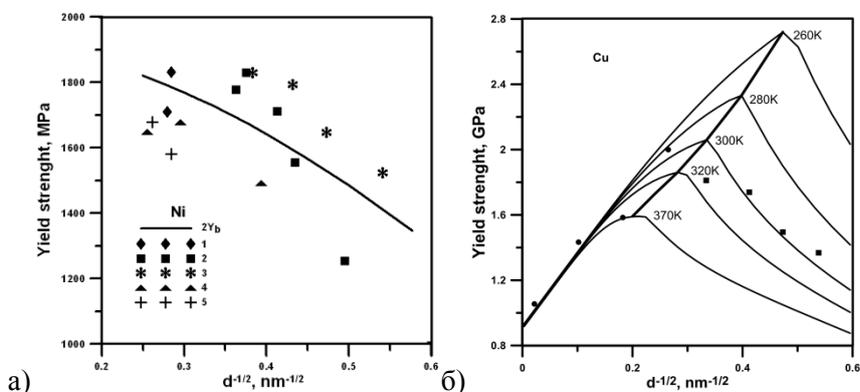


Рис. 1: а) Обратный эффект Холла-Петча для Ni: сравнение теории (сплошная линия) с экспериментальными данными 1 – [2], 2 – [3], 3 – [4], 4 – [5], 5 – [6]. б) Зависимость предела текучести от размера зерна для разных температур. Точки соответствуют данным расчетов [7].

Учет вязкости границ при больших скоростях деформации приводит к существенной зависимости пластических свойств от температуры (Рис.1б). Коэффициент вязкости границ может быть найден из широко используемого соотношения [8, 9] для скорости пластической деформации по границам зерен

$$\dot{\epsilon}_p = \frac{6bv_D}{d} \exp\left(-\frac{U_s}{k_b T}\right) \text{sh}\left(\frac{\sigma_{\tau} V_s}{k_b T}\right), \quad (6)$$

где b – вектор Бюргерса, v_D – дебаевская частота, U_s и V_s – энергия активации (равная энергии активации вязкого течения в расплаве данного металла) и активационный объем ($\sim b^3$) для данного процесса, k_b – постоянная Больцмана, T – температура.

В линейном приближении для коэффициента вязких сил можно написать:

$$\mu = \frac{k_b T}{12bv_D V_s} \exp\left(\frac{U_s}{k_b T}\right) \quad (7)$$

Вычисленные в этих приближениях параметры вязкости хорошо согласуются со значениями, подобранными при сравнении с молекулярно-динамическими расчетами для меди, алюминия и никеля [7, 8, 10].

Литература:

- [1] L.D. Landau, E.M. Lifshitz, Theory of Elasticity, Butterworth-Heinemann, Oxford, 1986
- [2] G.D. Hughes, S.D. Smith, C.S. Pande, H.R. Johnson, R.W. Armstrong, Scr. Metall. Mater. 20 (1986) 93-97
- [3] K.J. Van Vliet, S. Tsikata, S. Suresh, Appl. Phys. Lett. 83 (2003) 1441-1443.
- [4] J. Schiotz, F.D. Di Tolla, K.W. Jacobsen, Nature London, 391 (1998) 561-563.
- [5] U. Erb, A.M. El-Sharik, G. Palumbo, G.K.T. Aust, Nanostruct. Mater. 2 (1993) 383.
- [6] C.A. Schuh, T.G. Nieh, T. Yamasaki, Scr. Mater. 46 (2002) 735-740.
- [7] А. Ю. Куксин, В. В. Стегайлов, А. В. Янилкин, ФТТ 50 (2008) 1984–1990.
- [8] H.V. Swygenhoven, A. Caro, Phys.Rev.B 58, (1998) 11246–11251.
- [9] H. Conrad, J. Narayan, Scr. Mater. 42 (2000) 1025-1030.
- [10]. T. Shimokawa A. Nakatani, H. Kitagawa, Phys. Rev. B 71 (2005) 224110–224118.

МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ЕДИНИЧНОГО ДВОЙНИКА В КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ТВЁРДЫХ ТЕЛАХ

Босин М.Е., Русскин В.М.

Украина, Харьковский гуманитарно-педагогический институт, bosin@yandex.ru

MATHEMATICAL MODEL OF A SINGLE TWIN IN CRYSTAL SOLIDS

Bosin M.E., Russkin V.M.

In this paper the attempt of getting an isotopic mathematical model of a single twin layer, including some set of phenomenological parameters, being determined by mechanical characteristics of twin boundaries and their vicinities is undertaken.

Деформация двойникованием стала предметом пристального изучения в связи с развитием криогенной техники, необходимой для исследования космоса (в первую очередь) и различных технологий, требующих низкотемпературные режимы (в металлургии, медицине и т.д.).

Поскольку интерпретация феноменологических параметров модели в терминах дислокационных представлений возможна только в результате сравнения выводов модели с экспериментальными результатами, модель применена в работе для разных типов нагружения кристаллов. Рассмотрены режим ползучести, режим активного нагружения при постоянной скорости изменения сдвигового напряжения в плоскости двойникования, режим пульсирующих нагрузок и режим знакопеременных нагрузок. Так что некоторые выводы модели уже можно сравнить с результатами имеющихся в литературе экспериментальных данных, поэтому соображения по поводу смысла феноменологических параметров и вообще о действенности модели в целом уже имеются.

Подчеркнём, что пока речь не идет о создании строгой математической теории; только после выяснения точного смысла феноменологических параметров можно говорить о превращении феноменологической модели в физико-математическую теорию.

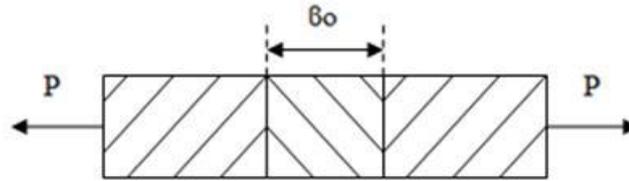


Рис. 1.

На рис. 1. показана схема расположения двойниковой прослойки в материнском кристалле. Начальная толщина двойника обозначена на рис. 1. через “ b_0 ”. После приложения нагрузки P толщина двойника увеличивается и в какой-то момент достигает величины Δb . Обозначим относительное утолщение двойника через ε :

$$\varepsilon = \frac{\Delta b}{b_0} \quad (1)$$

Учитывая свойства двойниковых границ к накоплению упрочнения и возможность потери последнего, то есть необратимость и обратимость, наблюдаемые при развитии двойников, представим относительное утолщение двойника в виде:

$$\varepsilon = \varepsilon_e + \varepsilon_p, \quad (2)$$

где ε_e – упругая часть утолщения, исчезающая после снятия напряжения, а ε_p – пластическая (необратимая) часть утолщения.

Для ε_e по аналогии с законом Гука напишем

$$\varepsilon_e = \frac{\sigma}{G_2}. \quad (3)$$

Здесь G_2 играет роль упругого модуля для единичного двойника. Для ε_p , используя представление о “силах вязкого сопротивления”, вызывающих необратимость смещения двойниковых границ, можно написать по аналогии с известным законом Ньютона (напряжение сопротивления пластическому сдвигу пропорционально скорости деформации):

$$\frac{d\varepsilon_p}{dt} = \dot{\varepsilon}_p = \frac{\sigma}{\eta}, \quad (4)$$

где η - параметр, имеющий размерность обычного коэффициента вязкости. При росте двойника величина η изменяется в связи с изменением дислокационной структуры в окрестностях двойниковых границ и, следовательно, изменением сил “вязкого сопротивления”. Поэтому

$$\eta \equiv \eta(\varepsilon_p). \quad (5)$$

Ограничиваясь линейной частью разложения $\eta(\varepsilon_p)$ в ряд Маклорена, напишем:

$$\eta(\varepsilon_p) \approx \eta_0 + \frac{d\eta}{d\varepsilon_p} \varepsilon_p, \quad (6)$$

где η_0 – значение η при $\varepsilon_p = 0$. Из (6) и (4) находим:

$$\sigma = \left(\eta_0 + \frac{d\eta}{d\varepsilon_p} \cdot \varepsilon_p \right) \dot{\varepsilon}_p = \eta_0 \dot{\varepsilon}_p + \frac{d\eta}{d\varepsilon_p} \cdot \frac{d\varepsilon_p}{dt} \varepsilon_p = \eta_0 \dot{\varepsilon}_p + \dot{\eta} \varepsilon_p. \quad (7)$$

Параметр $\dot{\eta}$ имеет размерность упругого модуля, поэтому введём обозначение:

$$\dot{\eta} = G_1. \quad (8)$$

Из (2), (3), (7) и (8) получаем дифференциальное уравнение, связывающие b и ε :

$$\sigma + \tau_e \dot{\sigma} = G(\varepsilon + \tau_\sigma \dot{\varepsilon}), \quad (9)$$

где

$$\tau_e = \frac{\eta}{G_1 + G_2} \text{ (a), } G = \frac{G_1 \cdot G_2}{G_1 + G_2} \text{ (b), } \tau_\sigma = \frac{\eta_0}{G_1} \text{ (c).} \quad (10)$$

Заметим, что уравнение (9) имеет вид, сходный с уравнением “стандартного линейного тела”. Величина G в этой модели есть “релаксированный упругий модуль”, τ_e и τ_σ – времена релаксации напряжения (при постоянной деформации) и деформации (при постоянном напряжении) соответственно.

Решая уравнение (9) при заданном законе $\bar{b}(t)$ или $\bar{\epsilon}(t)$, находим вторую функцию. Сопоставляя кривые $\bar{\epsilon}(t)$ и $\bar{b}(t)$, то есть делая в решении формальную замену $t \rightarrow t(\bar{b})$ или $t \rightarrow t(\bar{\epsilon})$, можно построить диаграммы $\bar{b} - \bar{\epsilon}$. Сравнивая эти диаграммы с экспериментальными кривыми $\bar{b}(\bar{\epsilon})$, можно восстановить параметры G_1, G_2, η_0 . Уравнение (9) является приближенной моделью процесса развития двойника. Для увеличения точности можно учесть следующий (квадратичный) член в разложении $\eta(\bar{\epsilon}_p)$ по степеням $\bar{\epsilon}_p$.

Нами решено уравнение (9) и более точное уравнение (с учетом квадратичного члена) для различных режимов нагружения: режим ползучести ($\sigma = const$), режим активного нагружения ($\dot{\sigma} = const$), режим активного нагружения ($\dot{\epsilon} = const$), режим пульсирующих нагрузок, режим знакопеременных нагрузок. В результате предсказаны эффект потери и последующего восстановления упрочнения при пульсирующих нагрузках, эффект Баушингера, проявляющийся при знакопеременном нагружении и описанный в литературе. Однако, требуется еще большой массив экспериментальных данных для уточнения смысла феноменологических параметров. Только после этого предложенная в работе модель может оказаться полезной в создании количественной теории двойникования.

МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ КРИТИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ ПРИ УПРОЧНЕНИИ ПОВЕРХНОСТНО-ПЛАСТИЧЕСКИМ ДЕФОРМИРОВАНИЕМ РОТАЦИОННЫМ ШАРИКОВЫМ ИНСТРУМЕНТОМ

Вальтер А.И., Наумов Д.М.

Россия, ГОУ ВПО “Тулский государственный университет”, valter.alex@rambler.ru

MATHEMATICAL MODEL OF CRITICAL LOADING AT HARDENING BY SUPERFICIAL PLASTIC DEFORMATION BY THE ROTATIONAL BALL TOOL

Walter A.I., Naumov D.M.

Results of theoretical research of the deformed condition are resulted firm spherical body of elastic plastic space. The decision is received by a method of final elements.

При исследовании использована методика, согласно которой при воздействии нормальной и касательной нагрузки меняется распределение напряжений на поверхности, внутри и вблизи контура контактной площади между сферическим обкатником и деталью, а также глубина их проникновения.

Целью исследования являлись, во-первых, установление связи между величиной нормальной нагрузки и усталостной контактной прочностью при качении, выражающейся в числе циклов нагружения до появления первой усталостной трещины, а во-вторых, определение величины износа, проявляющегося в виде остаточных деформаций в материале инструмента.

Усталостное поверхностное разрушение деталей в условиях катящегося контакта проявляется в виде первичной усталостной трещины и последующего усталостного выкрашивания на рабочей поверхности, что является результатом накопления и развития скрытых микротрещин в структуре материала в процессе длительного знакопеременного циклического нагружения.

Контактное давление между давилым элементом и опорным кольцом определяется при решении упругопластической задачи методом «дополнительных» деформаций с решением упругой задачи на каждой итерации МКЭ.

Дискретизация исследуемой области проведена треугольными конечными элементами второго порядка.

Решение задачи о контакте жесткой сферы с упругим полупространством дает начальные граничные условия в упругой области при отсутствии фактора трения.

При бесконечно малых деформациях радиус пятна контакта определяется выражением [1]:

$$a = \sqrt[3]{3PR_u(1-\nu)^2/4E}, \quad (1)$$

где P - нормальная сила, приложенная к шару; E - модуль Юнга для полупространства; ν - коэффициент Пуассона.

Вертикальное перемещение в точке контакта определяется по формуле:

$$V = V_0 - r^2/2R_u, \quad (2)$$

где V_0 - вертикальное перемещение в начале координат.

Выражение (2) справедливо при $r \ll R_{ш}$ до тех пор, пока r мало по сравнению с $R_{ш}$. Вертикальные перемещения в области контакта задаются в качестве ненулевых граничных условий для узлов в пределах данной области. Однако так как нагружение происходит дискретно, необходимо определить приращения вертикальных перемещений. Это осуществляется путем задания полного перемещения V_0 i -го узла и вычитания из него полного перемещения на предыдущем приращении.

Полное перемещение любой узловой точки определяется суммированием приращений перемещений, так что при приращении нагрузки горизонтальная U_i и вертикальная V_i компоненты перемещения i -го узла, находящегося в области контакта на n -м шаге определяются выражениями:

$$U_i^n = U_i^{n-1} + \Delta U_i^n; \quad V_i^n = V_i^{n-1} + \Delta V_i^n, \quad (3)$$

Пока деформации являются упругими, для нахождения перемещений используются выражения (1) - (3).

Полное вертикальное перемещение i -го узла:

$$V_i = V_0 - (1 - \cos \beta)R_u, \quad (4)$$

где угол $\beta = \arcsin r_i + U_i/R_u$.

Однако, в зоне упругих деформаций при определении вертикальной компоненты перемещения V_i , горизонтальная - U_i не учитывается, так как ($U_i \ll R_{ш}$), а при возникновении пластических деформаций горизонтальное перемещение i -го узла становится существенным.

Для начальной итерации при любом приращении нагрузки приращение горизонтальной составляющей перемещения $U_i = 0$, затем при последующих итерациях действительное перемещение узла сходится быстро. В упругой зоне, если $U_i = 0$, то

$$V_i = V_0 - [R_u - (R_u - r)], \text{ а если } r \ll R_{ш}, \text{ то } r/2R_u = R_u - (R_u - r).$$

Так, как в пластической зоне выражение для радиуса контакта неизвестно, то для определения узлов, находящихся в контакте со сферой, используется уравнение (2).

Возможность контакта при $Y = 0$ узловой точки полупространства, расположенной вне радиуса контакта, со сферой проверяется следующим образом: $(Q_i - V_i) \geq 0$ - узел находится в контакте; $(Q_i - V_i) \leq 0$ - узел находится вне радиуса контакта, где V_i - расстояние между сферой в ее текущем положении и положением узла i перед началом деформации.

Величина Q_i определяется путем подстановки Q_i вместо V_i . Указанная проверка выполняется до получения равенства $(r_i + U_i) = 2a$. Если новая узловая точка входит в контакт, то радиус контакта расширяется до включения этой узловой точки.

Нагружение происходит поэтапно, пока полупространство не станет пластическим на глубине, величина которой определяется в зависимости от заданной твердости изделия.

Методом конечных элементов определено напряженно-деформированное состояние материала на площадке контакта и под ней на глубину распространения усталостной микротрещины.

Материал полупространства упругопластический, деформационно-упрочняющийся.

Характеристики материала: $E = 2,1 \cdot 10^6$ МПа, $\nu = 0,26$, $R_u = 4,5$ мм.

Начальные значения серии итераций были выбраны вблизи границы пластичности по формулам Герца. Полупространство ограничено узлами с жесткими опорами, расположенными вдоль полуокружности радиуса $5R_ш$. Минимальное значение прилагаемой нагрузки $P_n = 0,8$ кН с последующим увеличением на каждом шаге на $0,2$ кН.

По результатам расчета построены графические зависимости изменения горизонтальных перемещений U_x , относительных удлинений E_x и напряжений σ_x (рисунок).

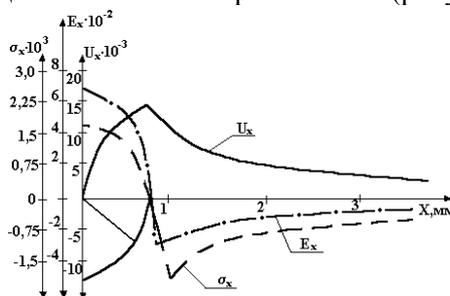


Рис. Графики горизонтальных перемещений U_x , напряжений σ_x и относительных удлинений E_x

Установлено, что при статическом сжатии сферы с плоскостью все точки последней перемещаются к центру контакта, причем перемещения вне контура контакта нарастают по мере приближения к окружности радиуса $(0,96a$, где a – радиус площади контакта), а внутри этого круга резко затухают, уменьшаясь до нуля в центре площадки контакта. За пределами этой окружности нормальные напряжения σ_x положительны, а внутри окружности отрицательны. Соответственно изменяются и относительные удлинения E_x .

Пластическая деформация первоначально возникает на некоторой глубине под пятном контакта, где действует максимальная нагрузка ($r_i = 0$), а затем при увеличении нагрузки пластическая зона выходит на поверхность.

* Работа выполнена в рамках грантов РФФИ 09-08-99032, 08-01-99003, Государственного контракта № П-1026 Минобрнауки.

Список литературы:

1. Пинегин С.Ф. Контактная прочность и сопротивление качению. - М.: Машиностроение, 1976. - 195 с.

МОДЕЛИРОВАНИЕ РОСТА ТРЕЩИН В ГЕТЕРОГЕННЫХ МАТЕРИАЛАХ МЕТОДОМ КЛЕТОЧНЫХ АВТОМАТОВ.

Гиляров В.Л.

Россия, Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук
E-mail: Vladimir.Hilarov@mail.ioffe.ru

MODELING OF THE CRACK GROWTH IN HETEROGENEOUS MATERIALS BY MEANS OF CELLULAR AUTOMATA

Hilarov V.L.

Simple cellular automata model is proposed to model crack growth in heterogeneous materials. Two limiting cases in the evolution of crack ensemble are detected: uncorrelated (percolation) - when cracks are accumulated uniformly in the volume of material, and correlated (dominating growth of one crack). It is shown that in the second case the crack grows by means of a double kink ejection at the crack frontier. In the intermediate case both of these scripts are present – the first (slow one), at the end of which self-organized critical state is formed, followed by the fast second one.

Клеточные автоматы (КА) удобно применять для моделирования процессов в физике и механике разрушения, таких как выяснение характера накопления повреждений, зарождение и рост микротрещин, поведение пористых материалов под нагрузкой и ряда др. Такие задачи с нарушениями сплошности значительно сложнее поддаются решению на языке дифференциальных уравнений.

Рассматривается двухмерная модель накопления повреждений. Плоскость, в которой развивается разрушение, разбивается на квадратные клетки (элементы). Анализируемая система содержит 100×100 элементов. Внешнее механическое напряжение приложено перпендикулярно этой плоскости. Гетерогенность материала учитывается заданием различных локальных напряжений на элементах по закону:

$$\sigma_{ij} = \sigma_0 + \delta\sigma_{ij}$$

где σ_0 – внешнее приложенное напряжение, $\delta\sigma_{ij}$ – добавка к внешнему напряжению за счет неоднородности материала (например, разнородности проходных молекул в аморфной прослойке полимера или внутренних напряжений в зернах поликристалла), индексы i, j означают номер элемента. Элемент разрушается если напряжение на нем превосходит критическую для материала величину ($\sigma_{ij} \geq \sigma_{cr}$). Величины $\delta\sigma_{ij}$ выбираются из гауссовского распределения с нулевым средним значением и заданной дисперсией Δ .

После разрушения элемента механические напряжения с него перераспределяются на соседние элементы по заданному закону. Выбор этой закономерности является в достаточной мере произвольным. В настоящей работе механические напряжения перераспределяются на ближайшие элементы. Рассматривается два варианта релаксации напряжений. В первом случае напряжения на соседних с разрушенным элементах умножаются на заданный коэффициент a , который можно варьировать. Во втором случае предполагается, что механическое напряжение на элементе i и его ближайшем окружении остается неизменным при разрушении элемента, т.е.

$$\sum_j \sigma_{ij} \{before\} = \sum_j \sigma_{ij} \{after\}.$$

На каждом временном шаге рассчитывается число кластеров n_r , содержащих r элементов (распределение по размерам). Оказалось, что характер кинетики существенным образом зависит от закона перераспределения напряжений, а также от соотношения σ/σ_{cr} и степени неоднородности материала Δ . Можно выделить два предельных случая. Если релаксация напряжений после разрыва элемента отсутствует, кинетика определяется чистой перколяцией. При этом распределение дефектов по размерам со временем расширяется. Оно становится степенным при достижении порога перколяции. Другой предельный случай реализуется, когда разрушение одного элемента приводит к значительным перенапряжениям на соседних с ним элементах, что в свою очередь приводит к их разрушению. В этом случае запускается цепная реакция, в результате которой растет преимущественно один очаг разрушения. В остальных промежуточных случаях система эволюционирует к масштабно-инвариантному состоянию со степенным законом распределения дефектов по размерам. Это распределение имеет вид $n \sim r^{-2}$ (соотношение число-площадь), характерное для самоорганизованного критического состояния (n – число кластеров, объединяющих r элементов). Процесс проходит, как и в натурном эксперименте две стадии – накопительную, некоррелированную, когда дефекты образуются практически однородно в рассматриваемой плоскости и коррелированную – быстрый рост очага разрушения (режим с обострением).

ПРОДОЛЬНЫЙ СДВИГ СОСТАВНОЙ СРЕДЫ В СЛУЧАЕ, КОГДА СВЯЗУЮЩЕЕ И ВКЛЮЧЕНИЯ ОСЛАБЛЕНЫ КОГЕЗИОННЫМИ ТРЕЩИНАМИ

Гулиев С.М.

*Азербайджанский государственный педагогический университет, Азербайджан e-mail:
salehm@rambler.ru*

LONGITUDINAL SHEAR COMPOSITE MEDIUM IN THE CASE WHEN BINDING AND INCLUSIONS ARE WEAKENED BY COHESIVE CRACKS

Guliyev S.M.

The problem about longitudinal shear of the elastic composite body weakened by cracks with interfacial bonds in end zones is solved. It is considered that circular holes of the punched element are filled with elastic washers from an alien material and solder along contour which surface is in regular intervals covered with a homogeneous cylindrical film. Faces of cracks in binding and in inclusion outside of end zones are free from external loadings.

Рассматривается антиплоская деформация неоднородного составного упругого тела. Пусть имеется изотропная упругая плоскость, ослабленная двоякопериодической системой круглых отверстий, имеющих радиусы λ ($\lambda < 1$). Центры отверстий находятся в точках P_{mn}

$$P_{mn} = m\omega_1 + n\omega_2 \quad (m, n = 0, \pm 1, \pm 2, \dots)$$

$$\omega_1 = 2, \quad \omega_2 = \omega_1 h_* e^{i\alpha}, \quad h_* > 0, \quad \text{Im}\omega_2 > 0.$$

Круговые отверстия плоскости заполнены упругими шайбами из однородного материала и спаянных вдоль обвода, поверхность которых равномерно покрыта однородной цилиндрической пленкой. Считается, что упругая плоскость и включения ослаблены прямолинейными трещинами с концевыми зонами предразрушения. Берега трещин в плоскости и во включении вне концевых зон свободны от внешних нагрузок. В плоскости имеет место продольный сдвиг напряжениями $\tau_y = \tau_y^\infty$, $\tau_x = 0$ на бесконечности. По мере возрастания внешней нагрузки на продолжении прямолинейных трещин будут возникать зоны предразрушения. Используется модель трещины со связями между берегами в концевых зонах предразрушения [1]. Концевые зоны трещин моделируются областями с ослабленными межчастичными связями в материале. При действии внешней нагрузки на перфорированное тело в связях, соединяющие берега концевых зон предразрушения (d_*, l_*) , (r_*, r) и (d_1, l_1) возникают касательные усилия $q_y(x)$, $q_x(y)$ и $q_{y_1}(x_1)$, соответственно. Эти напряжения заранее неизвестны и подлежат определению.

Выражая напряжения и смещения через аналитическую функцию [2], граничные условия в поставленной задаче запишем в виде

$$\left(1 + \frac{\mu_b}{\mu_t}\right) f_b(\tau_1) + \left(1 - \frac{\mu_b}{\mu_t}\right) \overline{f_b(\tau_1)} = 2f_t(\tau_1) \quad (1)$$

$$\left(1 + \frac{\mu_t}{\mu_s}\right) f_t(\tau) + \left(1 - \frac{\mu_t}{\mu_s}\right) \overline{f_t(\tau)} = 2f_s(\tau)$$

$$f'_s(t) - \overline{f'_s(t)} = f_1(t); \quad f'_s(t_*) - \overline{f'_s(t_*)} = f_2(t_*); \quad f'_b(t_1) - \overline{f'_b(t_1)} = f_3(t_1) \quad (2)$$

где $\tau = \lambda e^{i\theta} + m\omega_1 + n\omega_2$; $\tau_1 = \lambda_1 e^{i\theta} + m\omega_1 + n\omega_2$ $\lambda_1 = \lambda - h$; h – толщина покрытия; t и t_* – аффиксы точек берегов трещины в плоскости, направленных коллинеарно осям абсцисс и ординат, соответственно; t_1 – аффикс точек берегов трещины во включении; $f_1(t) = 0$ на свободных берегах трещин; $f_1(t) = -2iq_y(t)$ на берегах концевых зон трещин; $f_2(t_*) = 0$ на свободных берегах трещин; $f_2(t_*) = -2iq_x(t_*)$ на берегах концевых зон трещин; $f_3(t_1) = 0$ на свободных берегах трещин; $f_3(t_1) = -2iq_{y_1}(t_1)$ на берегах концевых зон трещин;

Основные соотношения поставленной задачи дополняются соотношениями, связывающими раскрытие берегов зон предразрушения (концевые зоны) и усилия в связях. Без потери общности эти соотношения представим в виде

$$w^+(x,0) - w^-(x,0) = C(x, q_y(x))q_y(x), \quad (3)$$

$$w^+(0, y) - w^-(0, y) = C(y, q_x(y))q_x(y),$$

$$w_b^+(x_1, 0) - w_b^-(x_1, 0) = C_1(x_1, q_{y_1}(x_1))q_{y_1}(x_1)$$

где функции $C(x, q_y(x))$, $C(y, q_x(y))$ и $C_1(x_1, q_{y_1}(x_1))$ – эффективные податливости связей; $(w^+ - w^-)$ – раскрытие берегов концевых трещин в связующем; $(w_b^+ - w_b^-)$ – раскрытие берегов концевых трещин во включении.

Строятся общие представления решения задачи. Удовлетворяя построенными функциями краевым условиям задачи, получаем бесконечные алгебраические системы и три сингулярных интегральных уравнения. Используя процедуру алгебраизации [3], каждое сингулярное интегральное уравнение сводится к конечной алгебраической системе. В правую часть полученных систем входят неизвестные значения напряжений $q_y(\eta_m)$, $q_x(\eta_m)$ и $q_{y_1}(\eta_m)$ в узловых точках, принадлежащих концевым зонам соответствующих трещин. Неизвестные напряжения $q_y(\eta_m)$, $q_x(\eta_m)$ и $q_{y_1}(\eta_m)$ определяются из дополнительных условий (3). Используя построенное решение, соотношения (3) представим в виде

$$\frac{d}{dx} [C(x, q_y(x))q_y(x)] = \frac{2}{\mu_s} g(x), \quad (4)$$

$$\frac{d}{dy} [C(y, q_x(y))q_x(y)] = \frac{2}{\mu_s} g_*(y),$$

$$\frac{d}{dx_1} [C_{x_1}(x_1, q_{y_1}(x_1))q_{y_1}(x_1)] = \frac{2}{\mu_b} g_1(x_1)$$

Требую выполнения условий (4) в узловых точках, принадлежащих концевым зонам, получим еще три системы из M_1 уравнений каждая для определения значений $q_x(\eta_m)$, $q_y(\eta_m)$, $q_{y_1}(\eta_m)$ ($m = 1, 2, \dots, M_1$). При этом используется метод конечных разностей.

К полученным системам необходимо добавить условия разрешимости интегральных уравнений (условия ограниченности напряжений на концах концевых зон трещин). Так как размеры концевых зон неизвестны, объединенная алгебраическая система уравнений оказалась нелинейной даже при линейно-упругих связях. Для ее решения использовался метод последовательных приближений. Для определения предельного состояния, при котором происходит рост трещины, использовали деформационный критерий разрушения [4].

Литература:

2. The special issue: Cohesive models // Eng. Fract. Mech. – 2003. – v. 70, No 14. – p. 1741 – 1987.
3. Мирсалимов В.М. Разрушение упругих и упругопластических тел с трещинами. Баку: Элм, 1984. – 124 с.
4. Мирсалимов В.М. Неоднородные упругопластические задачи. – М.: Наука, 1987. – 256 с.
5. Панасюк В.В., Механика квазихрупкого разрушения материалов. К.: Наук.думка, 1991. – 416с.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ КЛАСТЕРНОЙ ДИНАМИКИ

Давыдов И.А., Пискунов В.Н.

Российский федеральный ядерный центр – ВНИИ экспериментальной физики (РФЯЦ–ВНИИЭФ)

SIMULATIONS OF HIGH-STRAIN-RATE DEFORMATION OF MATERIALS BY THE CLUSTER DYNAMICS METHOD

Davydov I.A., Piskunov V.N.

*Russia, Russian Federal Nuclear Center – All-Russian Research Institute of Experimental Physics
(RFNC-VNIIEF), 37 Mira Ave. Sarov 607190, i.a.davydov@vniief.ru, piskunov@vniief.ru*

The Cluster Dynamics Method (CDM) [1, 2] is a modification of the particle method that is appropriate when simulated processes involve high-strain-rate deformations and discontinuities in materials. The fundamental advantage of CDM, which makes it applicable to processes on a wide spatial scale (from microns to tens of centimeters), is that one can choose the size of the basic cluster.

The paper describes the procedure of constructing cluster interaction potentials corresponding to real equations of state for a number of materials (metals and ceramics). CDM simulations of shock propagation through materials and shock arrival on the surface are presented. Simulation results are compared with experimental data and simulation results produced by other techniques.

We consider the problem of CDM simulations of plastic deformation in materials. The physical cause of plasticity in materials is the presence, growth and interaction of stacking faults (point, linear, planar, bulk defects) [3]. For CDM it means that a cluster system should contain stacking faults to allow for reproducing its plasticity. The simulations show that the polycrystalline initial cluster packing makes it possible to simulate plastic deformations in materials. We studied the behavior of stress tensor and stress intensity in shock-loaded polycrystalline cluster packings. Results of Taylor test simulations for some materials are presented and compared with experimental data.

Promising applications for CDM include simulation of shock-induced processes in heterogeneous materials, which have grain microstructure and are mixtures of two or more phases. In the paper we consider shock propagation through a material being a mixture of boron carbide and boron nitride phases (B_4C -BN). As a result of the CDM simulations we obtained D-u diagrams for this type of ceramics. We examined strain behavior in grain in a shock wave. The simulation results are consistent with the analytical model of shock propagation through multi-component materials proposed by V.F. Kuropatenko [4].

The simulation results reported in the paper show that CDM can be used for full-scale simulation of high-strain-rate deformation and dynamic fracture of materials under pulsed loading with characteristic relative strain rates of 10^3 - 10^6 s⁻¹.

References

1. Piskunov V.N., Davydov A.I. Cluster dynamics method and its application in simulations of pulsed loading of solids (in Russian), *Deformation and Fracture of Materials*, No.1, 2009, pp.3-9.
2. Cluster dynamics method for simulation of dynamic processes of continuum mechanics, I.A. Davydov, V.N. Piskunov, R.A. Veselov, B.L. Voronin, D.A. Demin, A.M. Petrov, N.V. Nevmerzhitskiy, V.N. Sofronov, *Computational Materials Science*, 49, 2010, p.32–36.
3. Zhilyaev A.P., Pshenichuk A.I. Superplasticity and grain boundaries in ultra-fine-grain materials (in Russian). – M: Fizmatlit, 2008.
4. Kuropatenko V.F. New continuum models (in Russian), *IZhF*, Vol. 84, No.1, 2011, pp.74-92.

АНАЛИТИЧЕСКОЕ ОПИСАНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ШЕЙКЕ ПЛОСКОГО ОБРАЗЦА ПРИ РАСТЯЖЕНИИ

Дерюгин Е.Е.

Россия, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН dee@ispms.tsc.ru

ANALYTICAL DESCRIPTION OF SPATIAL DISTRIBUTION OF PLASTIC STRAIN IN THE NECK OF FLAT SPECIMEN UNDER TENSION

Deryugin Ye.Ye.

Russia, Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS dee@ispms.tsc.ru

The method for analytical description of the non-uniform plastic deformation in the local zone of a flat specimen under tension is proposed, which allows theoretically to describe the shape of the neck and the strain distribution in that zone. It allows simulating the real distribution non-uniform deformation and the shape of the neck according to the experimental measurements. That task is actual in connection with the important problem of solid mechanics associated with the transition from experimental curves “loading – elongation” to the diagrams of “stress-strain” for the material in the zone of minimum cross section of the specimen where plastic deformation is very non-uniform and is developing with a maximum speed.

Предложен метод аналитического описания неоднородного поля пластической деформации в локальной зоне плоского образца при растяжении, позволяющий теоретически описать форму шейки и распределение пластической деформации в ней. Метод построения позволяет имитировать реальные распределения неоднородной пластической деформации и изменение формы шейки согласно данным экспериментальных измерений. Задача актуальна в связи с проблемой механики деформируемого твёрдого тела, связанной с переходом от экспериментальных кривых «нагрузка-удлинение» к диаграммам нагружения «напряжение-деформация» для материала в зоне минимального сечения образца, где пластическая деформация развивается крайне неоднородно и с максимальной скоростью.

ПАРАМЕТРИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ СЛОИСТОГО КОМПОЗИТНОГО МАТЕРИАЛА

Думанский А.М., Радченко А.А., Алимов М.А.

Россия, Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, alduman@rambler.ru,

PARAMETRIC ANALYSIS OF AN ELASTOPLASTIC MODEL OF LAMINAR COMPOSITE DEFORMATION

Dumansky A.M., Radchenko A.A., Alimov M.A.

An elastic-plastic biaxial model of deformation is considered for the purpose of predicting laminar composite behavior. A modified Hill function is applied to determine a point of plastic flow of composite matrix. The predicted stress strain curves for $[\pm 20]_S$, $[\pm 40]_S$, $[\pm 50]_S$ and $[\pm 70]_S$ flat composite specimens agree well with experimental results.

Конструкции из перекрестно-армированных углепластиков, использование которых в различных областях техники с каждым годом расширяется, в эксплуатации могут испытывать существенные нагрузки, приводящие к сдвиговым деформациям, выходящим за пределы линейности. В связи с этим актуальной является задача надежного предсказания поведения композитного материала с перекрестным армированием при возникновении неупругих деформаций. В настоящей

работе для решения этой задачи используется подход, основанный на представлении о пластическом течении матрицы в нелинейной области.

Рассмотрим расчет слоистых композитных пластин при плоском напряженном состоянии, когда для каждого слоя в упругой области справедливо соотношение [1]:

$$\{\varepsilon_{12}\} = [S^0] \{\sigma_{12}\}, \quad (3)$$

где $\{\sigma_{12}\} = \{\sigma_1 \ \sigma_2 \ \tau_{12}\}^T$ и $\{\varepsilon_{12}\} = \{\varepsilon_1 \ \varepsilon_2 \ \gamma_{12}\}^T$ - матрицы-столбцы напряжений и деформаций в главных осях симметрии однонаправленного слоя, $[S^0]$ - матрица податливости слоя:

$$[S^0] = \begin{bmatrix} S_{11} & S_{12} & 0 \\ S_{12} & S_{22} & 0 \\ 0 & 0 & S_{66} \end{bmatrix} \quad (4)$$

Для определения момента пластического течения матрицы используем модифицированную функцию Хилла [1]

$$f(\sigma) = \left(\frac{\sigma_1}{X}\right)^2 - \frac{\sigma_1\sigma_2}{XY} + \left(\frac{\sigma_2}{Y}\right)^2 + \left(\frac{\tau_{12}}{S}\right)^2, \quad (5)$$

где X , Y и S - параметры материала.

Начальная нелинейность возникает при условии $f(\sigma)=1$. Исходя из имеющихся экспериментальных данных (испытания однонаправленных композитов), определение влияния σ_1 на возникновение нелинейности затруднено. Это связано с большой величиной параметра X и, соответственно, малыми величинами σ_1/X в доступном диапазоне нагрузений. В связи с этим допускаем, что начало пластического течения матрицы в большинстве случаев можно описать редуцированной функцией

$$f(\sigma) = \left(\frac{\sigma_2}{Y}\right)^2 + \left(\frac{\tau_{12}}{S}\right)^2 = 1 \quad (6)$$

Существует большое количество различных теорий течения и теорий деформационного типа, в которых связь между приращением напряжений и деформаций линейна. В осях однонаправленного слоя эта связь аналогична (1)

$$\begin{Bmatrix} d\varepsilon_1 \\ d\varepsilon_2 \\ d\gamma_{12} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} \bar{S}_{11} & \bar{S}_{12} & 0 \\ \bar{S}_{12} & \bar{S}_{22} & 0 \\ 0 & 0 & \bar{S}_{66} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} d\sigma_1 \\ d\sigma_2 \\ d\tau_{12} \end{Bmatrix}, \quad (7)$$

где \bar{S}_{ij} - касательные модули податливости.

Зависимость между касательными модулями податливости и напряженным состоянием следует получать из экспериментальных данных. В настоящей работе для расчетов использовался послойный расчет напряжений и деформаций в инкрементальной форме. В качестве начального варианта было выбрано, что $\bar{S}_{11} = S_{11}$ и $\bar{S}_{12} = S_{12}$, а \bar{S}_{22} и \bar{S}_{66} определялись в виде

$$\bar{S}_{22} = S_{22} \left(\left(\frac{\sigma_2}{Y}\right)^2 + \left(\frac{\tau_{12}}{S}\right)^2 \right)^{-n} \quad (8)$$

$$\bar{S}_{66} = S_{66} \left(\left(\frac{\sigma_2}{Y}\right)^2 + \left(\frac{\tau_{12}}{S}\right)^2 \right)^{-n}$$

где S_{ij} - компоненты матрицы податливости слоя в упругой области (2), n - параметр материала.

Исходными данными для расчета были результаты испытаний на одноосное растяжение перекрестно-армированного углепластика с укладками $[\pm 20]_s$, $[\pm 40]_s$, $[\pm 50]_s$ и $[\pm 70]_s$, имеющего характеристики упругости однонаправленного слоя $E_1 = 161$ ГПа, $E_2 = 12,1$ ГПа, $G_{12} = 7,04$ ГПа и

$\nu_{12} = 0,316$ [2], где E_1 , E_2 - модули упругости вдоль и поперек волокон, соответственно, G_{12} - модуль сдвига, ν_{12} - коэффициент Пуассона. В результате расчета были определены параметры материала, используемые в (6): $n = 0,4$, $Y = 12$ МПа и $S = 23$ МПа. Расчетные и экспериментальные диаграммы деформирования для двух укладок приведены на рис.1. Из этих диаграмм видно хорошее соответствие между расчетом и экспериментом.

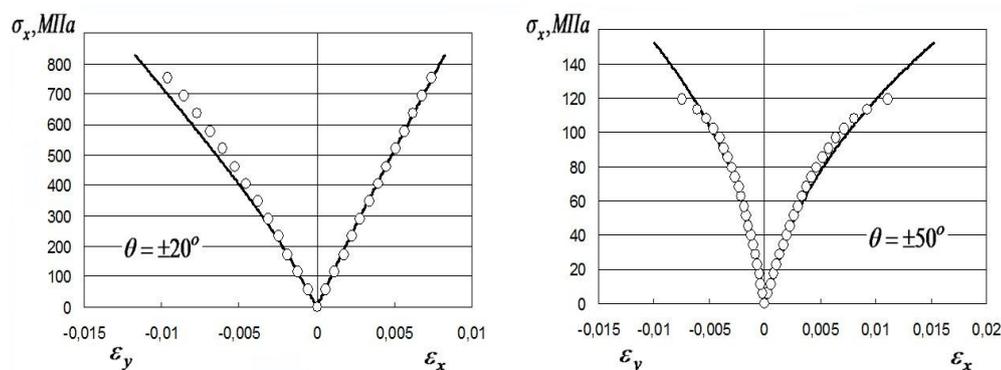


Рис.1. Диаграммы деформирования перекрестно-армированного углепластика с углами укладки $\pm 20^\circ$ и $\pm 50^\circ$: сплошная линия – расчет, точки – экспериментальные данные.

Список литературы:

1. Rowlands R.E. Analytical-Experimental Correlation of Polyaxial States of Stress in Thornel-Epoxy Laminates // *Experimental Mechanics*. V.18, 1978. No.7. P.253-260.
2. Думанский А.М., Таирова Л.П., Смердов А.А. Экспериментальное исследование деформативных и прочностных характеристик углепластика на плоских и трехслойных образцах / *Научные материалы Второй международной научно-практической конференции «Аэрокосмические технологии»*. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э.Баумана. 2009. С. 245-246.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ СТРУКТУРЫ И ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ МЕТАЛЛА ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ ЛОПАТОК ГТД

Емалетдинов А.К., Талипов Р.Р.

*Россия, Уфимский государственный авиационный технический университет,
emaletd@mail.ru*

MODELLING OF EVOLUTION OF STRUCTURE AND INTERNAL STRESSES OF METAL AT EXPLUATATION OF BLADE GTE

Emaletdinov A.K., Talipov R.R.

The model of evolution of structure and internal stresses of metal at exploitation of blade GTE is investigated. The system of the equations of kinetics of defects and internal stresses is received and analyzed.

Долговечность металла лопаток ГТД определяется термомеханической деформацией и разрушением при эксплуатации. Рассмотрена плоская модель деформационного состояния бесконечной и конечной пластины под действием температуры и термоупругих напряжений, когда развивается дислокационное скольжение в двух системах плоскостей (первичной и вторичной). Сформулирована полная система уравнений, включающая уравнение теплопроводности, кинетики дислокаций, описывающей основные дислокационные процессы: размножение, иммобилизацию, диффузию, аннигиляцию и др. Проведен анализ устойчивости решений системы стационарных уравнений с использованием методов показателей Ляпунова. Проведено численное исследование двухпараметрической системы уравнений кинетики дислокаций при термопластической деформации в пространстве напряжений и температуры. Построены фазовые траектории; бифуркационные и

фазовые диаграммы; сечения отображений Пуанкаре; критические показатели и др. типов решений в зависимости от широкого диапазона изменения температуры и напряжения. Показано, что возникает последовательность типов решений. Переход между структурами происходит при превышении критических значений напряжений, плотности дислокаций, температуры. Получены оценки периода ячеек, линий бифуркации волновых решений в зависимости от критических значений параметров. Рассмотрена плоская модель деформационного состояния бесконечной и конечной трехслойной пластины, содержащей участок заданной ширины из другого материала в условиях циклического нагрева. Записана полная система уравнений, включающая уравнение теплопроводности, уравнение равновесия для термоупругих напряжений, кинетики дислокаций и микротрещин и граничные условия. Проведено численное исследование системы уравнений. Построены решения для плотности дислокаций и микротрещин в зависимости от времени и координаты вдоль пластины. Проведен анализ влияния соотношения коэффициентов теплового расширения и ширины конечной пластины на плотность дислокаций и микротрещин. Под действием возникающих неоднородных температурных полей и термоупругих напряжений происходит зарождение вакансий, дислокаций, микротрещин. Эволюция дефектной структуры описывается кинетическими уравнениями. Проведено численное исследование системы уравнений кинетики дефектов. Построены решения для плотности дислокаций и микротрещин. Переход между структурами происходит при превышении критических значений напряжений, плотности дефектов, температуры. Таким образом, наблюдаемые экспериментально дислокационные субструктуры после термоциклического воздействия являются диссипативными, самоорганизующимися состояниями, которые зарождаются при превышении критических значений напряжений, температуры и развиваются по механизму кинетического перехода. Построение точных диаграмм для конкретных сплавов позволит прогнозировать изменение дислокационной структуры после термоциклического воздействия и изменение физико-механических свойств изделия в процессе эксплуатации. Исследована длительная прочность материала основы с учетом деформационного старения металла при термоциклической обработке. Записана полная система уравнений, описывающая кинетику накопления повреждений и деформационного старения металла и включающая стохастическое уравнение для функции потери ресурса, повреждаемости, изменения структурных и механических свойств. Методом малого параметра и в приближении постоянства кумулянтов многомерной корреляционной функции потери ресурса, была получена уравнение Фоккера - Планка - Колмогорова для функции, плотности распределения вероятности функции потери ресурса, содержащее коэффициенты, зависящие от плотности распределения термоупругих напряжений, их среднего значения, дисперсии, структурных параметров: дислокаций, микротрещин и внутренних напряжений от дефектов. Сформулированы граничные и начальные условия. Проведено решение задачи для случая нормальной плотности распределения температурного воздействия методом приближений. В первом приближении действие поверхностного температурного воздействия уменьшает долговечность металла на величину, экспоненциально зависящую от средней величины термоупругих напряжений, дисперсии.

МОДЕЛИРОВАНИЕ МИКРОМЕХАНИЗМОВ ПРОЦЕССА СВАРКИ ТРЕНИЕМ ДЕТАЛЕЙ АД

Емалетдинов А.К.

*Россия, Уфимский государственный авиационный технический университет,
emaletd@mail.ru*

MODELLING OF MICROMECHANISMS OF WELDING PROCESSES BY FRICTION OF DETAILS OF AVIATION ENGINE

Emaletdinov A.K.

Physical and chemical micromechanisms of formation of connection are discussed at welding by friction of metals. The system of the kinetic equations adhesions, deformations of surfaces, defects, voids,

thermal emissions which describes dynamics of processes of technology of welding by friction is received. The analysis of decisions of system and their comparison to available experimental data is carried out.

При разработке авиационных двигателей новых поколений проектируется линейная сварка трением рабочих колес компрессоров зацело с лопатками ("БЛИСК" технология) из различных титановых сплавов. Для оптимизации механических свойств блиска необходимо моделирование кинетики процесса формирования сварного соединения, микроструктуры в технологии линейной сварки трением. Основные микроскопические кинетические процессы технологии сварки трением: адгезия и трение поверхностей, упруго-пластическая деформация поверхностей, тепловыделение при упруго-пластической деформации поверхностей, кинетика дефектов в сварной зоне, обеспечивающих упруго-пластическую деформацию поверхностей (вакансий, примесей, дислокаций, зернограничных дефектов, микротрещин, пор), образование активных центров, залечивание трещин и пор в сварной зоне, динамическая рекристаллизация в сварной зоне, полиморфные превращения в сварной зоне. Управляющими параметрами являются: исходная микроструктура деталей, частота нагружения, амплитуда нагружения, усилие нагружения, время нагружения, величина осадки, температурное поле в области сварки. Особенности моделирования физико-химических процессов образования сварного соединения. Самосогласованная постановка задач благодаря взаимобратному взаимодействию основных кинетических процессов: адгезии, пластической деформации, тепловыделения, рекристаллизации, полиморфного превращения. Короткое время несколько секунд и нагрев до 10^3 К приводят к температурной зависимости физико-химических параметров титана и высокой скорости циклических кинетических процессов. Вследствие этого являются связанными нелинейными уравнения: упруго-термо-пластичности, теплопроводности, кинетики рекристаллизации и полиморфного превращения. Целесообразно использовать итерационные методы решения уравнений. Благодаря высоким скоростям тепловыделения и малым временам процесса сварки трением можно усреднять зависимость термодинамических коэффициентов от температуры. В первой итерации можно использовать адиабатическое приближение. Система включает уравнения: для фактической площади контакта модельного выступа, периодической системы выступов. Возможны два подхода к моделированию контактного взаимодействия. Первый - на кинетике адгезионных связей, включающая, уравнения для адгезионного взаимодействия суммарной фактической площади контакта. Второй - на кинетике пористости, включающей уравнение для распределения фактической пористости зоны контакта. Задача термоупругой деформации дискретного выступа и их системы с учетом тепловыделения, описывается уравнениями: диссипации энергии при адгезии и трении дискретного выступа и их системы, тепловыделения при упруго-пластической деформации тел, линий скольжения дискретного выступа и их системы, кинетики дислокаций, кинетики точечных дефектов. Проведено моделирование кинетических уравнений для плотности вакансий, дислокаций и пор, уравнения теплопроводности. Скорость образования сварного соединения описывалась диффузионной ползучестью, термоактивационной скоростью дислокаций, адгезии, залечивания пор. Скорость тепловыделения определялась дислокационным скольжением и адгезией. Показано, что программные системы моделирования термо-упруго-пластической деформации тел методом конечных элементов не позволяют моделировать технологию сварки, а также физико-химические процессы образования сварного соединения.

ТОЧНО РЕШАЕМАЯ МОДЕЛЬ ОДНООСНОГО СЕГНЕТОЭЛЕКТРИКА С ДАЛЬНОДЕЙСТВУЮЩИМ ПОТЕНЦИАЛОМ

Захаров А.Ю., Бичурин М.И., Евстигнеева Н.В.

*Россия, Новгородский государственный университет имени Ярослава Мудрого
e-mail: Nadya1203.89@mail.ru*

An exactly solvable lattice model with infinite-range potential is applied to uniaxial ferroelectrics. Asymptotically exact expression for free energy as a function of an order parameter at any temperatures is obtained. It is shown the law of corresponding states validity for this model. The free energy expansion in powers of order parameter in the vicinity of critical point is presented. Corrections to Landau expansion are

obtained. In particular, it is shown that summand with external field contains a contribution of higher powers over order parameter.

Основным методом теоретического исследования фазовых переходов в сегнетоэлектриках, магнитных материалах и др. служит теория Ландау [1], в которой постулируется существование параметра порядка и возможность разложения свободной энергии по степеням параметра порядка. Коэффициенты разложения являются параметрами теории и определяются, как правило, из анализа экспериментальных данных.

В данной работе исследована точно решаемая модель системы спинов с бесконечным радиусом взаимодействия. Гамильтониан модели имеет вид

$$H = -\frac{J}{2N} \sum_{i,j=1}^N S_i S_j - h \sum_{i=1}^N S_i, \quad (1)$$

где N — число спинов, S_i — дипольный момент структурной единицы (спиновая переменная), принимающий два значения $\pm S$, h — потенциал внешнего (электрического) поля, J — энергия взаимодействия двух спинов. Эта модель характеризуется двумя параметрами J , S и допускает асимптотически точное решение [2] в термодинамическом пределе.

Выберем в качестве параметра порядка среднее значение дипольного момента $\langle S \rangle$. Точное выражение для свободной энергии в расчете на один спин, выраженное через $\langle S \rangle$, имеет вид

$$A(\langle S \rangle) = T \left\{ \frac{\tau}{2} \left[\frac{1}{2} \ln \left(\frac{S + \langle S \rangle}{S - \langle S \rangle} \right) - \frac{\chi}{\tau} \right]^2 + \frac{1}{2} \ln \left[1 - \left(\frac{\langle S \rangle}{S} \right)^2 \right] \right\}, \quad (2)$$

где $\tau = T/T_c$ — приведенная температура, T_c — критическая температура (константа Больцмана равна 1), $\chi = hS/T_c$ — отношение энергии диполя во внешнем поле к критической температуре.

Для систем с гамильтонианом (1) имеет место закон соответственных состояний: уравнение состояния имеет единую форму в безразмерных переменных τ , $\sigma = \langle S \rangle / S$.

Перейдем к безразмерному параметру порядка $\sigma = \langle S \rangle / S$, ($-1 \leq \sigma \leq 1$) и найдем выражение для свободной энергии через параметр порядка:

$$A(\sigma, \chi) = T \left\{ \frac{\tau}{2} \left[\frac{1}{2} \ln \left(\frac{1+\sigma}{1-\sigma} \right) \right]^2 + \left(\frac{1-\chi}{2} \right) \ln(1+\sigma) + \left(\frac{1+\chi}{2} \right) \ln(1-\sigma) \right\}. \quad (3)$$

Выполним разложение свободной энергии (3) при $\chi = 0_c$ по степеням параметра порядка с точностью до членов восьмого порядка:

$$A(\sigma, 0) = T \left[\frac{\tau-1}{2} \sigma^2 + \frac{4\tau-3}{12} \sigma^4 + \frac{23\tau-15}{90} \sigma^6 + \frac{176\tau-105}{840} \sigma^8 + \dots \right]. \quad (4)$$

Отличие этого разложения от разложения Ландау состоит в следующем:

1. Все коэффициенты разложения при четных степенях параметра порядка σ являются линейными функциями температуры; в частности, коэффициенты при четвертой, шестой и восьмой степенях изменяют знак при $T = \left(\frac{3}{4}\right)T_c$, $T = \left(\frac{15}{23}\right)T_c$, $T = \left(\frac{105}{176}\right)T_c$, т.е. сравнительно недалеко от критической температуры.

2. Линейный по внешнему полю член разложения содержит не только линейный член по параметру порядка, но и целый ряд членов с нечетными степенями параметра порядка, причём с понижением температуры все коэффициенты синхронно увеличиваются с одинаковой скоростью, сохраняя соотношение между ними.

Выполнены численные расчеты температурной зависимости спонтанной поляризации и диэлектрических констант ряда одноосных сегнетоэлектриков (триглицинсульфат,

триглицинфторбериллат, триглицинселенат) и выполнено сравнение с имеющимися в литературе экспериментальными данными [3].

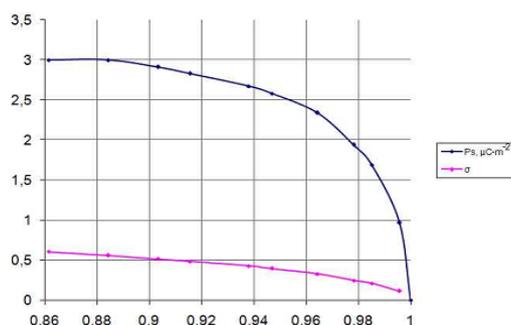


Рис. 1: Зависимость спонтанной поляризации P_s от безразмерной температуры τ для триглицинсульфата (верхняя кривая). Теоретическая зависимость безразмерного параметра порядка σ от безразмерной температуры τ для модели одноосного сегнетоэлектрика (нижняя кривая).

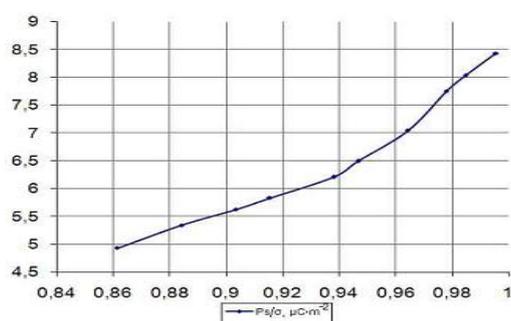


Рис. 2: Зависимость отношения спонтанной поляризации P_s к безразмерному параметру порядка σ от безразмерной температуры τ .

График представляет собой температурную зависимость отношения P_s к σ , вероятно это связано с тепловым расширением, т.е. с изменением геометрии элементарной ячейки и с эффективными зарядами ионов

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации (программа «Научные и педагогические кадры современной России» на 2009-2013 г., проект 11324) и Отделения химии и наук о материалах РАН.

Список литературы:

1. Л.Д. Ландау, Е.М. Лифшиц, Статистическая физика. М.: Наука, 1976
2. G.Parisi. Statistical Field Theory. N.Y. e.a.: Addison-Wesley, 1988.
3. S. Hoshino, T. Mitsui, F. Jona, R. Pepisky. Psys. Rev., 1957, 107, No.5, pp.1255-1258.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ИНФОРМАЦИОННОЙ ОЦЕНКИ ИЕРАРХИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ ПРОИЗВОДСТВЕННЫХ СХЕМ

Кажикенова С.Ш.

Казахстан, Карагандинский государственный университет, sauleshka555@mail.ru

MATHEMATICAL MODELLING OF THE INFORMATION ESTIMATION OF HIERARCHICAL STRUCTURE OF INDUSTRIAL SCHEMES

Kazhikenova S.SH.

The work suggests a formula for estimating complex indeterminacy of a group of technological operations undergoing analyses, as well as technological schemes as a whole in the information units. The formula allows to estimate the complex indeterminacy of a group of technological operations undergoing analyses, as well as technological schemes as a whole, which will result in determining predictability and technological reliability of these operations.

Для энтропийно-информационного анализа любых объектов широко используется статистическая формула Шеннона для выражения неопределенности любой системы:

$$H = - \sum_{i=1}^N p_i \log_2 p_i, \quad (1)$$

где p_i – вероятность обнаружения какого-либо однородного элемента системы в их множестве

$$N; \sum_{i=1}^N p_i = 1, p_i \geq 0, i = 1, 2, \dots, N.$$

Мы рассмотрели применение данной формулы для количественной оценки неопределенности качества продукта или технологического передела через неопределенность главного элемента системы. В качестве вероятности обнаружения главного элемента системы можно принять его содержание в продукте, выраженное в долях единицы. Например, это содержание извлекаемого химического элемента в продуктах технологического передела. То же самое относится и к процессу извлечения элемента в тот или иной продукт. Для оценки качества продукта или технологических переделов могут быть в равной степени использованы оба этих показателя – содержание и извлечение. Таким образом, количество информации будет служить и количественной мерой определенности технологического продукта или процесса. Если $\overline{I(d)}$, $\overline{I(h)}$ – значения информации $I(d)$, энтропии $I(h)$, отнесенные к максимальному значению энтропии по Хартли, и на основании закона сохранения суммы информации и энтропии выполнено:

$$\overline{I(d)} + \overline{I(h)} = 1, \quad (2)$$

то относительное значение степени детерминации $\overline{I(d)}$ есть решение уравнения:

$$\overline{I(d)}^n + \overline{I(d)} - 1 = 0,$$

где $n \in \mathbb{Z}, n \geq 0$ – номер уровня организации технологической системы.

Предложенный Шенноном метод исчисления количества информации и энтропии оказался настолько универсальным, что его применение не ограничивается теперь узкими рамками чисто технических приложений. Для конкретного численного выражения степени детерминации и стохастичности рассмотрим формулу Р.Хартли, которая применительно к уровневой имеет вид:

$$H_{n(\max)} = k^n \log N_0, \quad (3)$$

где n – порядковый номер, рассматриваемого уровня, $n \in \mathbb{Z}, n \geq 0$; k – длина кода элементов на каждом уровне иерархической системы; N_0 – число элементов уровня, принятого за начало отсчета.

Рассмотрим технологическую схему с длиной кода $k = 2$, то есть k в данном случае это выборка из множества – элемент и не элемент, содержащихся в продукте. Технологический смысл этого ограничения сводится к тому, что детерминация системы в первом приближении оценивается

по одному какому-то элементу, главному и целевому, например, по свинцу, а остальные принимаются в каждом переделе как единый остаток, то есть не элемент (или не свинец). Тогда (3) примет вид:

$$H_{n(\max)} = 2^n \log N_0 = 2^n \log_2 2 = 2^n. \quad (4)$$

Принципиально важным преимуществом информационной оценки качества продуктов или технологических операций является то, что предлагаемый показатель H_n , как и любые энтропийно-информационные величины, можно суммировать, тем самым отображая всю систему по этому показателю. Данное свойство аддитивности имманентно присуще энтропии и информации и является основой для выражения закона сохранения их суммы. Следовательно, технологическую неопределенность различных операций в пределах единой технологической схемы можно выразить системным показателем неопределенности:

$$H_{\sum_{n(\max)}} = \sum_{i=0}^n H_i = \sum_{i=0}^n 2^i \text{ бит/эл.} \quad (5)$$

Из формул для детерминированной и максимальной информации следует, что детерминированная $I_n(d)$ и системная $I_{\sum_n}(d)$ составляющие определяются как:

$$I_n(d) = H_{n(\max)} \left[1 - \frac{1}{(n+1)!} \right] \text{ бит/эл.}, \quad I_n(d) = 2^n \left[1 - \frac{1}{(n+1)!} \right] \text{ бит/эл.},$$

$$I_{\sum_n}(d) = \sum_{i=0}^n H_{i(\max)} \left[1 - \frac{1}{(i+1)!} \right] \text{ бит/эл.}, \quad I_{\sum_n}(d) = \sum_{i=0}^n 2^i \left[1 - \frac{1}{(i+1)!} \right] \text{ бит/эл.}$$

Результаты расчетов для $n = 7$ представлены в таблице 1 [5]. Нами установлено отличие системных данных от уровневых, а именно интегральные величины детерминации меньше дифференцированных по уровням за счет включения в расчет информации предыдущих уровней, отличающихся большей стохастичностью.

Таблица 1 – Расчетные оптимальные энтропийно-информационные характеристики в иерархической системе для случая $k = 2$, $N_0 = 2$

	$H_n(d)$ бит/эл.	$H_{n(\max)}$ ^б ит/эл.	$d_n = \frac{I_n(d)}{H_{n(\max)}}$	$I_{\sum_n}(d)$ бит/эл.	$H_{\sum_{n(\max)}}$ бит/эл.	$d_{\sum_n} = \frac{I_{\sum_n}(d)}{H_{\sum_{n(\max)}}}$
0	0	1,0	0	0	1,0	0
1	1,0000	2,0	0,5000	1,0000	3,0	0,3333
2	3,3333	4,0	0,8333	4,3333	7,0	0,6190
3	7,6667	8,0	0,9583	12,0000	15,0	0,8000
4	15,8667	16,0	0,9917	27,8667	31,0	0,8989
5	31,9556	32,0	0,9986	59,8222	63,0	0,9496
6	63,9873	64,0	0,9998	123,8095	127,0	0,9749
7	127,9968	128,0	1,0	251,8063	255,0	0,9875

Мы видим, что при переходе на более высокий структурный уровень вступает в действие закон или принцип прогрессивного увеличения разнообразия. Так как распределение вероятностей по этим уровням не влияет на качество продукции, то при расчетах достаточно ограничиться только междууровневыми корреляциями.

В основу информационного анализа положено сопоставление структуры самоорганизующейся абстрактной иерархической системы по ее детерминированной, то есть информационной составляющей, с практической детерминацией технологических переделов по содержанию целевого

компонента в промежуточных и конечных продуктах по мере перехода целевого компонента из сырья в товарный вид. Установлена корреляция идеальной иерархической структуры сложных систем со структурой технологических схем реальных металлургических производств за рубежом и в Казахстане по содержанию ценного компонента в продуктах.

АНАЛИТИЧЕСКОЕ ОПИСАНИЕ ОРТОГОНАЛЬНОГО ЭФФЕКТА БАУШИНГЕРА

Комарцов Н.М., Лужанская Т.А., Рычков Б.А.

*Кыргызская Республика, Кыргызско-Российский Славянский университет,
komartsovm@mail.ru, tatianaluzhanskaya@gmail.com, rychkovba@mail.ru*

ANALYTICAL DESCRIPTION OF BAUSCHINGER ORTHOGONAL EFFECT

Komartsov N.M., Lujanskaya T.A., Rychkov B.A.

The concept of slipping in M.Ja.Leonov's treatment is applied to the analytical description of Baushinger orthogonal effect. In this case, instead of the basic material strength characteristics - the shear resistance, the notion of resistance to tension (compression)

Как указывалось в [1], эффект Баушингера может проявляться не только в изменении предела текучести, но и в уменьшении накопленной пластической деформации. Рассмотрим такой ортогональный эффект Баушингера, который происходит в случае смены вида напряженного состояния при повторном нагружении после предварительного активного нагружения и полной разгрузки.

Будем полагать, что материал начально изотропен, а разгрузка происходит по упругому закону.

1. Повторное растяжение после кручения. Пусть образец сначала выводится кручением в пластическую область, потом производится полная разгрузка и затем прикладывается растягивающее усилие. При этом оказывается, что на последнем этапе происходит уменьшение накопленной пластической деформации от кручения, т.е. пластическое раскручивание образца. При первоначальном кручении в двух взаимно перпендикулярных направлениях под (углами $\pm 45^\circ$ к оси образца) возникают главные деформации Γ_1 и Γ_3 . При повторном растяжении деформация $\Gamma_1^{+45^\circ}$ в направлении, в котором происходила деформация растяжения при кручении, будет получать положительное приращение, а деформация $\Gamma_3^{-45^\circ}$ (в направлении, в котором происходило сжатие) получит отрицательное приращение практически сразу со сменой знака напряжения. Именно этим характеризуется эффект Баушингера, что и приводит к уменьшению накопленной на предварительном этапе деформации.

Для аналитического описания этого эффекта применим концепцию скольжения в трактовке М.Я. Леонова [2], но вместо основного понятия данной концепции – сопротивления сдвигу, введем в рассмотрение аналогичное ему понятие – сопротивление растяжению для направления под углом 45° к оси образца, в котором напряжение меняет знак:

$$S_3^p = \tau_T(m_2) \left[1 + 2\Psi \cdot \left(-|\Gamma_3^{0*}| + \kappa \cdot \Delta\Gamma_3^0 \right) \right] \quad (\Gamma_3^0 = -\Gamma_3^0). \quad (1.1)$$

Здесь Γ_3^{0*} - накопленная на предварительном этапе основная (плоскопластическая) деформация, $\Delta\Gamma_3^0$ - приращение основной деформации в данном направлении, $\tau_T(m_2)$ - предел текучести при растяжении, Ψ - функция упрочнения, κ - коэффициент, отвечающий за скорость приращения пластической деформации при повторном нагружении, m - квазистационарный инвариант, характеризующий вид напряженного состояния [2], m_2 - его значение при растяжении.

Считается, что приращение пластической деформации состоит из двух составляющих [2]: основной $\Delta\Gamma_i^0$ и дополнительной $\Delta\Gamma_i^{\circ}$ деформации. От растяжения на направление под углом 45° к

оси образца дает вклад только дополнительная деформация $\Delta\Gamma_1^{\partial}$ (поскольку $\Delta\Gamma_1^0 = -\Delta\Gamma_3^0$, $\Delta\Gamma_3^{\partial} = 0$), и в данном направлении она равна $\Delta\Gamma_1^{\partial}/2$.

Выразим из (1.1) приращение основной деформации, учитывая при этом, что сопротивление растяжению численно равно (за счет преобразования компонент тензора при переходе к повернутым осям) соответствующей компоненте касательного напряжения:

$$\Delta\Gamma_3^0 = \frac{1}{\kappa} \left(\frac{1}{2\Psi} \left[\frac{\tau_m}{\tau_T(m_2)} - 1 \right] + |\Gamma_3^{0*}| \right) \quad (1.2)$$

Таким образом, при последующем растяжении деформации в направлениях, которые были главными при кручении, определяются следующим образом:

$$\begin{aligned} \Gamma_1^{+45^\circ} &= \Gamma_1^* + \Delta\Gamma_1^{\partial}/2 - \Delta\Gamma_3^0, \\ \Gamma_3^{-45^\circ} &= \Gamma_3^* + \Delta\Gamma_1^{\partial}/2 + \Delta\Gamma_3^0. \end{aligned} \quad (1.3)$$

Как показали эксперименты, предварительное кручение не влияет на диаграмму последующего растяжения, поэтому в расчетах оно определяется так, как если бы нагружение было из исходного недеформированного состояния.

2. Повторное кручение после растяжения. Рассмотрим нагружение, при котором образец сначала выводится растяжением в пластическую область, потом производится полная разгрузка и затем прикладывается крутящий момент. При этом на последнем этапе происходит уменьшение накопленной пластической деформации от растяжения, т.е. пластическое укорочение образца. При первоначальном растяжении в направлениях под углами $\pm 45^\circ$ к оси образца возникают одинаковые деформации $\Gamma_1^{+45^\circ}$ и $\Gamma_3^{-45^\circ}$. При повторном кручении приращения деформаций в этих направлениях будут главными. Причем $\Gamma_1^{+45^\circ}$ продолжает получать положительное приращение, а деформация $\Gamma_3^{-45^\circ}$ получит отрицательное приращение. Именно этим характеризуется эффект Баушингера, что и приводит к уменьшению накопленной на предварительном этапе деформации.

Для аналитического описания этого эффекта, как и в случае смены кручения растяжением, вместо сопротивления сдвигу запишем сопротивление сжатию для направления под углом 45° к оси образца, в котором напряжение меняет знак:

$$S_3^c = \tau_T(m_2) \left[1 + 2\Psi \cdot \left(-\Gamma_1^{\partial*}/2 + \kappa \cdot \Delta\Gamma_3^0 \right) \right]. \quad (2.1)$$

Здесь параметры такие же как и для формулы (1.1), кроме одного: $\Gamma_1^{\partial*}/2$ - накопленная деформация в указанном направлении при растяжении.

Выразим из (2.1) приращение основной деформации, учитывая при этом, что сопротивление сжатию численно равно соответствующей компоненте касательного напряжения:

$$\Delta\Gamma_3^0 = \frac{1}{\kappa} \left(\frac{1}{2\Psi} \left[\frac{\tau_m}{\tau_T(m_2)} - 1 \right] + \frac{\Gamma_1^{\partial*}}{2} \right). \quad (2.2)$$

Таким образом, при последующем кручении деформации в направлении его главных осей определяются следующим образом:

$$\begin{aligned} \Gamma_1 &= \Gamma_1^{\partial*}/2 + \Delta\Gamma_3^0, \\ \Gamma_3 &= \Gamma_1^{\partial*}/2 - 2\Delta\Gamma_3^0. \end{aligned} \quad (2.3)$$

Как показали эксперименты, предварительное растяжение влияет на диаграмму последующего кручения, начиная с самых малых уровней возникающего напряжения. Это проявляется в том, что на диаграмме повторного деформирования начальный ее участок (имеющий вид почти прямой линии) имеет меньший наклон относительно оси полной (упруго-пластической) деформации по сравнению с соответствующим упругим участком диаграммы чистого кручения. Однако, данное обстоятельство нельзя трактовать как изменение упругих параметров материала при осуществляемом нагружении.

Дело, по сути, состоит в следующем. Возникающий в направлении деформации $\Gamma_3^{-45^\circ}$ эффект

Баушингера накапливается (если судить по приращениям деформации) настолько постепенно, что и вызывает наблюдаемую картину кажущегося изменения модуля упругости при сдвиге. Проведенные эксперименты подтверждают картину проявления ортогонального эффекта Баушингера.

Литература:

1. Комарцов Н.М., Лужанская Т.А., Рычков Б.А. Ортогональный эффект Баушингера // Сборник материалов Третьей Международной конференции «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов», Москва, 12-15 октября 2009. Под общ. редакцией академика О.А. Банных. – М.: Интерконтакт Наука, 2009, том 1 (в 2 томах). – С. 61 – 62.
2. Комарцов Н.М., Рычков Б.А. Деформация сдвига как основной аргумент прочностной характеристики материала // Вестник Кыргызско-Российского Славянского университета, 2007, Т. 7, № 8, с. 123-129.

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СЛОЖНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ МНОГОУРОВНЕВЫХ СРЕД

Кондращенко В.И.¹, Кендюк А.В.¹, Семак А.В.¹, Тарарушкин Е.В.¹, Ушеров-Маршак А.В.², Сопов В.П.², Кесарийский А.Г.³, Кондращенко Е.В.⁴

¹Россия, Московский государственный университет путей сообщения,
kondrashchenko@mail.ru

²Украина, Харьковский государственный технический университет строительства и архитектуры,
usherov@yandex.ru

³Украина, ООО «Лаборатория комплексных технологий», *algeo@rambler.ru*

⁴Украина, Харьковская национальная академия городского хозяйства, *zalesk@gmail.com*.

COMPUTER SIMULATION OF THE MULTILEVEL COMPLEX-STRUCTURED OBJECTS

Kondrashchenko V.I., Kenduk A.V., Semak A.V., Tararushkin E.V., Usherov-Marshak A.V., Sopov V.P., Kesariiskiy A.G., Kondrashchenko E.V.

The approaches to the multilevel complex-structured objects simulation have been described by example of the construction materials.

Моделирование сложноструктурированных многоуровневых сред рассмотрено на примере моделирования структур строительных материалов, поражающих своим многообразием. Это определяется не только видом материалов, но и структурным (макро-, мезо-, микро-, субмикро- и т.д.) уровнем, на котором они рассматриваются. Этим определяется вид элементарных частиц, которыми может быть достаточно точно описана структура конкретного материала на определенном структурном уровне. Свои сложности приносят и процессы формирования структуры. Например, при виброуплотнении смесей происходит перемещение компонентов под действием возмущающих сил в поле силы тяжести или изменение размеров и формы отдельных новообразований вследствие процессов гидратации исходных минералов вяжущего и др.

Изучение структур как в статике, так и в динамике их развития с использованием экспериментальных методов сталкивается в ряде случаев с непреодолимыми трудностями и, вследствие этого, являются малоинформативными. Существенные преимущества для изучения сложноструктурированных многоуровневых сред имеют методы компьютерного, а точнее структурно-имитационного моделирования. Центральным моментом при этом является описание элементов структуры материала трехмерными элементарными частицами и некими составленными из них более сложными, зачастую бесформенными, образованиями.

Постановка задачи. Моделирование структуры материала производится на некотором уровне структуры материала и заключается в распределении набора пространственных фигур, представляющих элементы его структуры, в образце-параллелепипеде. Очевидно, что эти элементы

структуры не пересекаются как между собой, так с внешними границами образца – ребрами и плоскостями параллелепипеда. При этом, гидратирующиеся частицы моделируются двумя основными фигурами – трехосным эллипсоидом с полуосями $a \neq b \neq c$, и параллелепипедом со сторонами $d \neq e \neq f$. При равенстве двух полуосей, например $a = b \neq c$, трехосным эллипсоидом моделируются эллипсоидальные частицы, при $c \gg a \approx b$ и $c \ll a \approx b$ – соответственно включения иглоподобной и пластинчатой форм, а при $c = a = b$ – сферической. Для параллелепипеда при $d \gg e \approx f$ – включение иглоподобной формы, при $d \ll e \approx f$ – пластинчатой, а в случае $d = e = f$ – кубической.

Перечисленные фигуры достаточно полно охватывают кристаллические формы, например, гидратирующихся цементных частиц: призмы моделируют эттрингит на ранних стадиях гидратации, иглы – эттрингит на поздних стадиях гидратации, C-S-H на ранних стадиях гидратации и поздних при $C/S > 1,5$, гипс, пластинки – C-S-H при $C/S \leq 1,5$, портландит, гидроалюминаты кальция C_4AH_{13} , C_3AH_6 и гидроферриты кальция $C_4A(F)H_{13}$, эллипсоиды – гидрат кальция на ранних стадиях гидратации, гидроферриты кальция $C_3(AF)H_6$ и AH_3 .

При этом в зависимости от структурного уровня материала элементы его структуры варьируют от вышеперечисленных сравнительно простых геометрических фигур, до более сложных (неправильные многоугольники) и составных. Но если для простых и некоторых сложных трехмерных структур достаточно методов аналитической геометрии, то для ряда сложных элементов, а тем более для описания составных образований необходимо привлекать специальные функции, в частности R-функции, используемые для решения обратных задач аналитической геометрии.

О программе. Для того, чтобы модель была наиболее приближена к реальной структуре, программа позволяет задавать множество уточняющих параметров, таких как форма и размеры частиц, их относительное содержание и концентрация в модели, особенности роста отдельных групп частиц в модели во времени и пр. Распределение частиц в образце-параллелепипеде осуществляется случайным образом. Элементы структуры рассматриваются как геометрические тела произвольных размеров и ориентации в пространстве. При формировании модели задается процентное содержание каждой группы включений в общем объеме и параметры для отдельных групп.

Результатом работы программы является определение параметров пористости (дифференциальной и интегральной), построение кривых распределения размеров новообразований, расчет удельной поверхности материала, т.е. параметров, наиболее трудно устанавливаемых экспериментально. Для этого в модели предусмотрена возможность моделирования динамического роста частиц во времени или инертных неразвивающихся включений. Визуализация результатов моделирования структуры осуществляется посредством построения сечений параллелепипеда. Критерием останова программы является достижение заданной концентрации частиц.

Программа моделирования трехмерной динамической структуры материала разработана в среде Borland Delphi 5.5 и поддерживается всеми версиями операционной среды Windows старше Windows 95.

Создание модели состоит в указании исходных параметров и задании случайного распределения включений. К исходным параметрам относятся: размеры образца-модели; концентрация включений в структуре; используемые типы включений; процентное содержание каждой группы включений; каждая группа включений (по типу) имеет два способа задания распределения по размерам – случайный и гистограммный.

Моделирование изменения размеров частиц. Данная функция программы предназначена для моделирования структуры материала при изменении размеров частиц, например, в процессе их гидратации. Для описания трансформации элементов структуры во времени используются экспериментально полученные методами микрокалориметрии дифференциальные $dq/d\tau = f(\tau)$ и интегральные $q = \varphi(\tau)$ кривые тепловыделения цемента. Изменение во времени для каждой группы размера частиц задается в виде степенного многочлена. Процесс моделирования является динамическим и если в какой-то момент времени все частицы прореагируют, то процесс формирования структуры завершается.

Моделирование уплотнения включений. Данная функция программы позволяет исследовать изменение структуры в процессе, например, виброуплотнения смесей. Перемещение частиц осуществляется динамически в заданном направлении. Скорость движения для различного типа частиц задается в виде степенного многочлена от времени.

Построение сечений образца. Прямое назначение данной опции – просмотр размещения частиц в образце на плоскости. Эта процедура позволяет просматривать разрезы, содержащие как включения, так и новообразования и непрореагировавшие частицы. Секущая плоскость ориентирована параллельно одной из граней образца.

Расчет параметров пористости. В программе реализованы два метода расчета пористости: метод «пространственных прямых» и метод окружностей. Для работы с первым методом следует указывать количество прямых, со вторым – количество окружностей. Результатом расчета является гистограмма распределения пор по размерам, а также график соответствующей ей функции.

Построение кривых распределения новообразований. В программе предусмотрена возможность анализа распределения новообразований и не прореагировавших частиц по их количеству, объему или дифференциальному объему. Диаграммы представляются в виде гистограмм. Имеется возможность строить кривую для всех частиц или только для какой-то группы.

Расчет удельной поверхности. Во всех ранее рассмотренных функциях программы нигде напрямую не учитывались физические свойства включений, а рассматривались только их геометрические особенности. Однако в программе реализована возможность расчета удельной поверхности включений для каждой из групп. Для этого необходимо задавать дополнительный параметр – плотность частиц, которая может различаться для разных групп включений.

Другие функции. В программе, помимо вышеперечисленных, имеются вспомогательные функции. Одной из них является возможность сохранения и загрузки моделей, при этом сохраняется как последнее изменение структуры, так и исходные данные, по которым можно изменить модель. Имеется возможность просмотра параметров модели, к которым относятся концентрация отдельных групп включений в модели, количество включений каждой группы и другие. Для удобства отчет о работе программы сохраняется в виде текстового файла.

ТРЕХМЕРНЫЕ МАШТАБНЫЕ ЭФФЕКТЫ В ПЛОСКИХ ЗАДАЧАХ МЕХАНИКИ РАЗРУШЕНИЯ

Котюсов А. Г.

Университет Аделаиды, штат Южная Австралия, Австралия

Введение: Классические решения плоской теории упругости, некоторым из которых сегодня уже более ста лет, по-прежнему широко используются в инженерных методах оценки прочности конструкций а также действующих стандартов в области надежности и безопасности. Популярность этих, по сути приближенных, решений объясняется тем что в них удачно сочетается относительная простота и удовлетворительная точность обычно достаточная для многих практических задач. Кроме этого важным является то, что аналитические трехмерные решения линейной теории упругости могут быть получены лишь в исключительных случаях, как правило, имеющих малое отношение к практическим приложениям (Kotousov and Wang, 2002a and 2002b).

Плоская теория упругости базируется на двух основных предположениях относительно напряженного состояния пластины нагруженной в своей плоскости, предположений которые существенно упрощают исходную систему трехмерных линейных дифференциальных уравнений: плоского напряженного состояния (ПНС), когда все поперечные компоненты напряжений равны нулю и плоского деформированного состояния (ПДС), в этом случае все поперечные компоненты деформаций равны нулю.

Отдельный класс решений плоских задач теории упругости представляют сингулярные решения, которые являются основой современной механики разрушения. Такие решения могут возникать вследствие особенностей геометрии задачи или функций описывающих распределение упругих свойств среды или граничных условий. В окрестности таких особенностей упругие напряжения часто стремятся к бесконечности, что собственно, являются непосредственным следствием линейно-упругой модели деформировании среды. Конечно, наличие сингулярных упругих напряжений не означает начало немедленного разрушения, однако, как показывает практика, многие разрушения машин и конструкций начинаются именно вблизи таких особенностей (или концентраторов). Соответственно, одна из популярных концепций в современном машиностроении

состоит в том что бы несущие элементы машины и конструкции работали без упругих сингулярностей (Wu, 2004; Kotousov, 2007a). Такие условия могут быть достигнуты за счет подбора соответствующих материалов, геометрии и условий нагружения. Многие экспериментальные работы для различного рода соединений, контактных пар и элементов с острыми вырезами в целом подтверждают эту концепцию (Reedy and Guess, 1993; Ribeiro-Ayeh and Hallstrom, 2003). В том случае когда такие сингулярности отсутствуют в решении соответствующей задачи прочность и ресурс работы обычно намного выше по сравнению с конструкционными решениями ведущими к упругим сингулярностям. В том случае когда невозможно избежать упругих сингулярностей при проектировании требуется специальные методы анализа и оценки прочности и ресурса. Разработка таких методов является одной из основных приоритетов линейной механики разрушения.

Классические критерии линейной механики разрушения базируются на следующих общих рассуждениях. Рассмотрим, например, пластину ослабленную сквозной трещиной или V-образным вырезом и нагруженной в своей плоскости внешними нагрузками. Тогда в некоторой окрестности непосредственно примыкающей к вершине трещины или выреза реализуется существенно нелинейное напряженное состояние обусловленное наличием пластически деформированного материала. Численное или аналитическое моделирование напряжений в этой окрестности представляет сложную и нерешенную проблему в механике разрушения, главным образом, из за отсутствия соответствующих этим сложным и нелинейным условиям деформирования реологических моделей поведения реальных сред и кинетики их разрушения в таких условиях нагружения. Ещё одна характерная область напряженного состояния может реализоваться в пластине если материал достаточно хрупок или условия нагружения таковы, что нелинейности о которых шла речь выше, локализованы в достаточно малой окрестности в вершине трещины или разреза. Эта область, в которой напряжения следуют сингулярному решению соответствующей упругой задаче, может распространяться достаточно далеко и полностью охватывать нелинейную окрестность. В этом случае, напряженное состояние в нелинейной окрестности, которая и определяет начало хрупкого разрушения, оказывается автономным и полностью контролируется только параметрами соответствующего сингулярного упругого решения. Тогда для нахождения критических условий начала разрушения решение собственно сложной нелинейной внутренней задачи не требуется и критические значения этих параметров могут быть получены из относительно простых лабораторных испытаний стандартных образцов выполненных из того же самого материала (Kotousov, 2007a).

Во многих аналитических и численных работах было показано, что линейная механика разрушения также применима к V-образным вырезом с небольшим скруглением в вершине. В этом случае соответствующее решение плоской задачи несингулярно, однако по-прежнему описывается через параметры сингулярного решения полученного в отсутствии скругления т.е. для абсолютно острого выреза. Последний теоретический результат очень важен, так как в отличии от трещин, V-образные вырезы всегда имеют некоторое скругление (Filippi et al, 2002). Таким образом, параметры сингулярного решения контролируют напряженное состояние в окрестности вершины V-образного выреза как в случае острого так и в случае скругленного профиля разреза и, следовательно, характеристики соответствующего сингулярного решения могут быть использованы в расчетах на прочность и долговечность (Berto and Lazzarin, 2009; Carpinteri et al, 2008; Sonsino, 2010).

Плоские решения линейной теории упругости дают следующее общее решение для компонент напряжений вблизи вершины трещины или острого V-образного выреза:

$$\sigma = K_I r^{\lambda_I - 1} \vartheta_I(\phi) + K_{II} r^{\lambda_{II} - 1} \vartheta_{II}(\phi) + \text{несингулярные члены} \quad (1)$$

где K – коэффициент интенсивности напряжений в случае трещины (и обобщенный коэффициент интенсивности напряжений в случае выреза), $\vartheta(\phi)$ – некоторые функции полярной координаты ϕ , r – расстояние до вершины трещины или выреза (см. Рис 1), индексы I и II означают симметричную и кососимметричную моды сингулярностей, которые соответствуют симметричному и кососимметричному нагружению пластины. Степень λ – наименьшее собственное значение соответствующего характеристического уравнения, которое из соображений конечности упругой энергии должно быть неотрицательно. В случае $\lambda < 1$ решение (1) описывает сингулярное решение. Значения λ зависит от моды и вида нагружения, а также от угла раскрытия V-образного выреза частной ситуацией которого является трещина. В последнем случае угол раскрытия, $\alpha = 0$, а в случае силовых граничных условий на берегах трещины $\lambda_I = \lambda_{II} = 1/2$. Общие характеристические уравнения для острого V-образного выреза были впервые опубликовано Вильямсом в 1953 году (Williams M.L., 1952).

Несмотря на то, что решение Вильямса было получено в рамках плоской теории упругости (ПДС или ПНС) точные численные и приближенные аналитические решения опубликованные в последнее время подтверждают структуру сингулярностей решения Вильямса, однако коэффициенты интенсивности напряжений не являются константами вдоль фронта трещины, а меняются в зависимости по толщине пластины. Интересно, что максимальное значение коэффициента интенсивности напряжений при симметричном нагружении находится в середине пластины, и в непосредственной близости от свободной поверхности в случае кососимметричного нагружения. Различия в значениях коэффициентов интенсивности напряжений между трехмерными и плоскими решениями растут с ростом коэффициента Пуассона, ν , и достигают примерно десяти процентов для нагружения по первой моде и двадцати процентов для нагружения по второй моде в случае когда коэффициент Пуассона, $\nu = 1/3$, что соответствует большинству конструкционных материалов. Главный вывод почти всех трехмерных численных исследований задач с трещинами и V-образными вырезами состоит в том, что эти различия в значениях обобщенных коэффициентах напряжений в плоских и трехмерных решениях, в общем, незначительны и ими можно пренебречь для большинства инженерных расчетов (Kwon and Sun, 2000; Nakamura and Parks, 1989; Kotousov, 2007b).

Недавно другой трехмерный эффект получил некоторое внимание исследователей, так называемая трехмерная поперечная сингулярная мода, которая возникает в плоских задачах при нагружении пластины ослабленной трещиной или острым V-образным вырезом по моде II (кососимметричной моде нагружения) (Kotousov, 2005; Kotousov and Lew, 2006; Kotousov, 2007b). Эта сингулярная мода возникает вследствие эффекта Пуассона, интенсивность её довольно сильно зависит от толщины пластины, которая почти никак не учитывается в плоских двухмерных решениях теории упругости. Целью данной работы является обобщение последних результатов по этой сингулярной моде, которые имеют непосредственное отношение к оценке прочности пластин и оболочек с трещинами или острыми вырезами.

Ниже в статье мы приведем краткий обзор трехмерных сингулярностей возникающих в плоских задачах теории упругости с острыми V-образными вырезами. Затем используя соображения размерности мы решим несколько задач для того чтобы выяснить какой эффект толщина пластины имеет на напряженное состояние в области контролируемой сингулярными решениями. После этого мы обсудим полученные результаты и сделаем интересные выводы из этих решений. Один из таких выводов, например, указывает на то, что довольно толстые пластины с V-образными вырезами имеют нулевую прочность при кососимметричном или смешанном нагружении.

Сингулярности в Вершине Острого Выреза или Трещины.

Рассматривается пластина ослабленная V-образным вырезом (или трещиной) и нагруженная в своей плоскости, при этом берега выреза подвержены силовым граничным условиям. В этом случае следующие сингулярные напряженные состояния могут реализоваться в вершине выреза: плоские сингулярности (Williams, 1952), угловые сингулярности (Benthem, 1977) а также поперечная сингулярность (Kotousov, 2005; Kotousov, 2007b) (см Рис. 1).

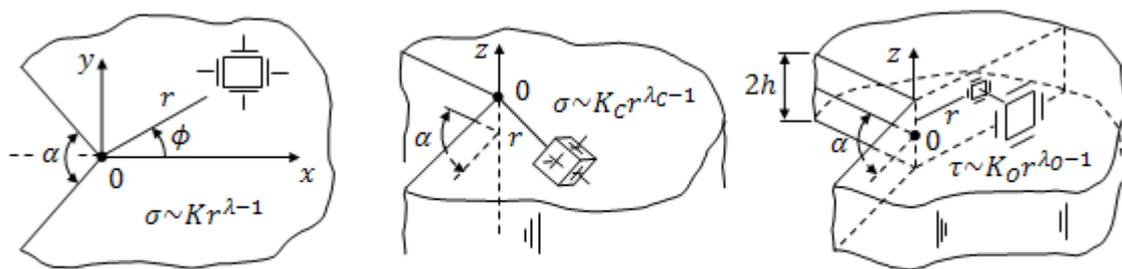


Рис.1: Плоские сингулярности (а); Угловые (б) и поперечные сингулярности (в)

В настоящей работе мы не будем рассматривать плоские (Рис 1а) и угловые сингулярности (Рис 1б) так как они были подробно обсуждены ранее во многих обзорных статьях (Bazant and Estenssoro, 1979; Kotousov, 2010; Kotousov et all, 2010). Например, недавно было установлено экспериментально, что угловые сингулярности существенно влияют на усталостный рост трещин (Heyder et all 2005), однако нет никаких экспериментальных данных по влиянию этих сингулярностей на начало хрупкого разрушения. Ниже мы сконцентрируемся на определении возможного влияния на хрупкое разрушение, относительно недавно описанной, так называемой, поперечной сингулярности

(Рис 1в). Засмотрим трещину как частный случай острого выреза, нагруженную по моде II, как показано на Рис. 2 для более наглядной демонстрации основных характеристик поперечной сингулярной моды.

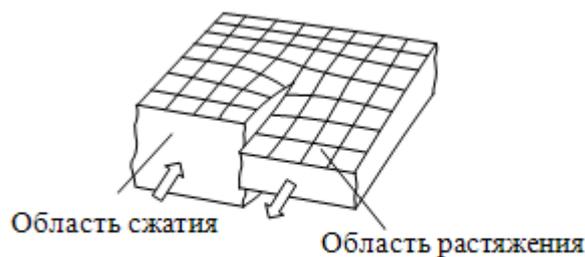


Рис 2: Поперечная сингулярная мода

Кососимметричное нагружение, очевидно, создаст области объемного сжатия и растяжения по обеим берегам трещины. Из за эффекта Пуассона берега трещины будут двигаться вниз и вверх по отношению к плоскости пластины, совершая движение подобно лезвиям ножниц, также как и хорошо изученная антиплоская мода (мода III) в механике разрушения. Понятно, что подобный эффект имеет место для произвольного угла раскрытия в случае острого выреза. Характеристическое уравнение для этой моды было впервые получено аналитически Котусовым (Kotousov, 2005), и затем подтверждено численно во многих численных трехмерных решениях (Harding et all, 2010) . Минимальные значения для разных сингулярных мод показаны на Рис 3. Из диаграм представленных на Рис 3 видно, что антиплоская и поперечная мода описывается одним и тем же характеристическим уравнением.



Рис.3. Минимальные значения характеристических уравнений для пластины с V-образным вырезом в случае силовых граничных условий на берегах выреза

Однако необходимо отметить, существенные различия между этими двумя сингулярными модами. Поперечная мода является связанной модой, которая генерируется кососимметричным нагружением; в то время как мода III - самостоятельная сингулярная мода генерируемая антиплоским нагружением. Поперечная сингулярная мода является локальной и её интенсивность практически нулевая уже на расстоянии равным половине толщины пластины в произвольном направлении лежащим в плоскости пластины (Nakamura and Parks, 1989; Harding, et all, 2010). Интенсивность поперечной моды в отличии от моды III существенно зависит от коэффициента Пуассона и исчезает полностью когда $\nu = 0$, тогда как мода III полностью независима от коэффициента Пуассона.

Таким образом, в отличии от классической трактовки принятой в механике разрушения, в общем случае, существует три сингулярных моды при плоском нагружении трещины или острого V – образного выреза. В силу сходства напряженного состояния соответствующего поперечной и антиплоской модам, ясно, что в случае трещины поперечная мода может оказывать влияние на упругую энергию высвобождающуюся при распространении трещины (удельную энергию разрушения) и, следовательно, критерий разрушения, который базируется на балансе упругой высвобождающейся энергии и работы разрушения. В частности, существование этой моды может

объяснить почему трещиностойкость пластины с трещиной нагруженной по моде II обычно в значительной степени ниже чем по моде I или ($K_{IC} \geq K_{IIc}$).

Другое интересное замечание может быть сделано из анализа зависимостей показанных на Рис 3. Если пластина ослабленная V-образным вырезом нагружена кососимметрично, то при угле раскрытия больше $102,4^\circ$ плоская мода II более не сингулярна, в то время как связанная с ней поперечная мода по-прежнему остаётся сингулярной вплоть до $\alpha = 180^\circ$. Это означает что именно поперечная мода будет доминировать в напряженно-деформированном состоянии в окрестности вершины выреза при $\alpha \geq 102,4^\circ$, и следовательно определять условия разрушения. На самом деле поперечная мода может существенно влиять на условия разрушения при меньших углах раскрытия острого выреза так как поперечная мода обладает более сильной сингулярностью ($\lambda_{II} > \lambda_0$). Однако, экспериментально эффект поперечной моды на параметры разрушения при кососимметричном нагружении пластин с вырезами и трещинами до сих пор не исследован.

Масштабные Эффекты. Плоские Задачи с V-образными Вырезами.

Снова рассматривается упругая пластина ослабленная острым вырезом с углом раскрытия, α , как показано на Рис.1. Пусть берега выреза свободны от нагрузки а сама пластина нагружена антисимметрично или по моде II. Напряженно-деформированное состояние пластины на некотором отдалении от вершины выреза описывается решением Вильямса полученное в предположении плоско-напряженного состояния (ПНС). Это решение (второе слагаемое) было записано выше (1). Во многих численных исследованиях было показано, что плоско-напряженное состояние доминирует на расстояниях удаленных от вершины выреза равных примерно половине толщины пластины (Hartranft and Sih, 1970; Yang and Freund, 1985; Nakamura and Parks, 1989; Humbert et al., 2000; Codrington et al., 2008; Kotousov, 2010).

Как отмечалось ранее кососимметричное нагружение генерирует поперечную локальную моду. Если плоские размеры пластины достаточно велики, так что область трехмерных эффектов достаточно мала по сравнению с любым плоским характерным размером пластины, тогда только один параметер имеющий размерность длинны – толщина пластины – должен входить в решение задачи. Из соображений размерности и линейности рассматриваемой задачи интенсивность поперечной моды может быть записана в этом случае в следующем виде:

$$K_0 = f \times K_{II} h^{\lambda_{II} - \lambda_0} \quad (2)$$

где $f = f\left(\alpha, \frac{z}{h}, \nu\right)$ некоторая безразмерная функция угла раскрытия выреза, местоположения вдоль фронта трещины или выреза (см. Рис 1) и коэффициента Пуассона. Эта функция была получена для многи частных случаев численно, например для трещины и для выреза (Nakamura and Parks, 1989; Harding et al., 2010).

Соотношение (2) обнаруживает новый масштабный эффект не стохастической природы. Поскольку $\lambda_{II} - \lambda_0 \geq 0$ (см. Рис.3) увеличение толщины пластины при сохранении приложенных напряжений будет вести к увеличению коэффициента интенсивности напряжений. Очевидно, что при некоторой толщине трещины он превысит некоторое критическое (или наперед заданное) значение и поперечная сингулярная мода всилу сходства с антиплоской модой разрушения способно инициировать хрупкое разрушение. Экстраполируя эти рассуждения можно показать, что достаточно толстая пластина из хрупкого материала с V-образным вырезом начнет разрушаться при сколько угодно малых приложенных на удалении кососимметрично напряжениях, или что такая достаточно толстая пластина имеет нулевую прочность если нагружена по моде II или смешанной моде разрушения (Kotousov, 2010).

Плоские Задачи с Трещинами.

Из анализа зависимостей приведенных на Рис. 3 ясно что описанный выше эффект исчезает для нулевого угла раскрытия выреза (трещины) $\lambda_{II} = \lambda_0 = 1/2$. Однако и в этом случае эффект толщины пластины на напряженное состояние всё же присутствует и может быть достаточно существенным.

Рассмотрим упругое решение в вершине трещины нагруженной по моде II, которое может быть записано для компонент тензора напряжений как

$$\sigma = \frac{K_{II}}{\sqrt{r}} \vartheta_0(\phi) + \sum_{n=1}^{\infty} b_n r^{\frac{n-1}{2}} \vartheta_n(\phi) \quad (3)$$

где b – некоторые коэффициенты зависящие от нагружения и геометрии задачи, r и ϕ - полярные координаты где центром является вершина трещины (см. Рис 1), $\vartheta(\phi)$ – некоторые функции угловой полярной координаты.

Первый член в решении (3) представляет сингулярное решение для трещины. В недавних численных решениях было выяснено, что несингулярные члены разложения также генерируют сингулярную поперечную моду (Berto et al., 2010). Последние ведут к очень интересному выводу. Представим, что трещина нагружена кососимметрично так, что $K_{II} = 0$. Классическая механика разрушения которая основана на двухмерных плоских решения отрицает возможность хрупкого разрушения, так как высвобождаемая упругая энергия в процессе разрушения нулевая. Трехмерные эффекты, которые не рассматриваются в классической механике разрушения, дают основание заключить, что в этом случае хрупкое разрушение возможно, так как его может инициировать поперечная мода. Таким образом, мы должны сделать парадоксальный вывод о том что хрупкое разрушение возможно даже при отсутствии плоских сингулярностей (или когда $K_I = K_{II} = 0$).

Привлекая сходные соображения размерности, можно показать, что для трещины масштабный эффект нестохастической природы связанный с увеличением толщины пластины может быть описан следующим уравнением

$$K_O = \sum_{n=3}^{\infty} b_n h^{\left(\frac{n-1}{2}\right)} g_n(v) \quad (4)$$

где $g_n = g_n\left(\frac{z}{h}, v\right)$ некоторая безразмерная функция местоположения вдоль фронта трещины (см. Рис 1) и коэффициента Пуассона (коэффициент b_2 не влияет на напряженное состояние).

Заключение.

В заключении мы подчеркнем, что обсуждаемые выше трехмерные эффекты, а именно, существование поперечной сингулярной моды при кососимметричном или смешанном плоском нагружении пластины с V-образным вырезом (трещиной) и влияние толщины пластины на напряженное состояние в окрестности вершины выреза (трещины), могут быть очень существенны в практических задачах, например, как это было показано, при оценки прочности сварных соединений (Berto et al., 2010). Эти трехмерные эффекты почти полностью игнорируются в существующих методах оценки прочности конструкций, что может потенциально привести к неконсервативным оценкам прочности и ресурса. Представленные в этой статье выводы особенно актуальны для крупномасштабных конструкций, поскольку, как следует из соображений размерности, интенсивности трехмерных сингулярных напряженных состояний растут с увеличением размеров конструкций (толщины). Вместе с тем многие из теоретических результатов этой работы требуют тщательной экспериментальной проверки, что должно быть предметом дальнейших исследований.

Литература:

1. Bazant, Z.P. and Estenssoro, L.F., 1979. Surface singularity and crack propagation, *International Journal of Solids and Structures* 15, 405 – 426.
2. Benthem, J.P., 1977. State of stress at the vertex of a quarter-infinite crack in a half-space. *International Journal of Solids and Structures* 13, 479–492
3. Berto, F., Lazzari, P., Kotousov, A., 2010. On the existence of the out-of-plane singular mode when K_I and $K_{II} = 0$ at plane loading of a crack. *International Journal of Fracture* (in print).
4. Filippo Berto, Paolo Lazzarin, Andrei Kotousov, Steven Harding (2010) Out-of-plane singular stress fields in V-notched plates and welded lap joints induced by in-plane shear load conditions. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures* (accepted)
5. Berto, F., Lazzarin, P., 2009. A review of the volume-based strain energy density approach applied to V-notches and welded structures, *Theoretical and Applied Fracture Mechanics* 52, 183-194.
6. Bogy, D.B., 1971. Two edge-bonded elastic wedges of different materials and wedge angles under surface tractions. *Journal of Applied Mechanics* 38, 377 – 386.
7. Carpinteri, A., Cornetti P., Pugno N, Sapora A. and Taylor D., 2008, A finite fracture mechanics approach to structures with sharp V-notches. *Engineering Fracture Mechanics* 75, 1736-1752.
8. Codrington, J., Kotousov, A. and Ho, S.Y., 2008. Out-of-plane stress and displacement for through-the-thickness cracks in plates of finite thickness, *Journal of Mechanics of Materials and Structures* 3, 261 - 275.
9. Sonsino, C.M., Fricke, W., de Bruyne, F., Hoppe, A., Ahmadi, A., Zhang, G., 2010. Notch stress concepts for the fatigue assessment of welded joints – Background and applications, *International Journal of Fracture* (in print).
10. Filippi S., Lazzarin P., Tovo R., 2002. Developments of some explicit formulas useful to describe elastic stress fields ahead of notches in plates, *International Journal of Solids and Structures* 39, 4543-4565.
11. Harding S., Kotousov A., Lazzarin, P. and Berto, F., 2010. Transverse singular effects in V-shaped notches stressed in Mode II, *International Journal of Fracture*, 164 (1), pp. 1-14

12. Hartranft, R.J. and Sih, G.C., 1970. An approximate three-dimensional theory of plates with application to crack problems. *International Journal of Engineering Science* 8, 711-729.
13. Heyder, M., Kolk, K., Kuhn, G., 2005. Numerical and experimental investigations of the influence of corner singularities on 3D fatigue crack propagation. *Engineering Fracture Mechanics* 72, 2095-2105.
14. Humbert, L., Valle, V. and Cottron, M., 2000. Experimental determination and empirical representation of out-of-plane displacements in a cracked elastic plate loaded in mode I. *International Journal of Solids and Structures* 37, 5493-5504.
15. Kotousov, A., Wang, C.H. 2002a. Three-dimensional stress constraint in an elastic plate with a notch. *International Journal of Solids and Structures* 39, 4311-4326.
16. Kotousov, A., Wang, C.H. 2002b. Fundamental solutions for the generalised plane strain theory. *International Journal of Engineering Science* 40, pp. 1775-1790.
17. Kotousov, A., 2005. On stress singularities at angular corners of plates of arbitrary thickness under tension. *International Journal of Fracture* 132, L29-L36.
18. Kotousov, A. and Lew, Y.T., 2006. Stress singularities resulting from various boundary conditions in angular corners of plates of arbitrary thickness in extension, *International Journal of Solids and Structures* 43, 5100 – 5109.
19. Kotousov, A. 2007a. Effect of a thin plastic adhesive layer on the stress singularities in a bi-material wedge, *International Journal of Adhesion and Adhesives* 27, 647-652.
20. Kotousov, A., 2007b. Fracture in plates of finite thickness. *International Journal of Solids and Structures* 44, 8259 – 8273.
21. Kotousov, A., 2010. Effect of plate thickness on stress state at sharp notches and the strength paradox of thick plates. *International Journal of Solids and Structures*, Vol. 47 (14-15), pp. 1916-1923.
22. Kotousov, A., Lazzarin, P., Berto, F., Harding, S., 2010. Effect of the Thickness on Elastic Deformation and Quasi-Brittle Fracture of Plate Components. *Engineering Fracture Mechanics* 77, pp. 1665-1681.
23. Kwon, S.W. and Sun, C.T., 2000. Characteristics of three-dimensional stress field in plates with a through-the thickness crack. *International Journal of Fracture* 104, 291-315.
24. Nakamura, T. and Parks, D.M., 1989. Three-dimensional stress field near the crack front of a thin elastic plate. *Journal of Applied Mechanics* 55, 805-813
25. Reedy, Jr E.D. and Guess, T.R., 1993. Comparison of butt tensile strength data with interface corner stress intensity factor prediction. *International Journal of Solids and Structures* 30, 2929-2936
26. Ribeiro-Ayeh, S. and Hallstrom, S., 2003. Strength prediction of beams with bi-material butt-joints. *Engineering Fracture Mechanics* 70, 1491 – 1507.
27. Williams M.L., 1952. Stress singularities resulting from various boundary conditions in angular corners of plates in extension. *Journal of Applied Mechanics*, 19, 526-528.
28. Wu Z., 2004. Design free of stress singularities for bi-material components. *Composite Structures* 65, 339-45.
29. Yang, W. and Freund L.B., 1985. Transverse shear effects for through-cracks in an elastic plate, *International Journal of Solids and Structures* 21, 977 – 994.

**МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ НЕЙТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА ЭВОЛЮЦИЮ
ДИСЛОКАЦИОННЫХ ПЕТЕЛЬ И РАДИАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ КОРПУСНОГО
МЕТАЛЛА РЕАКТОРОВ ВВЭР 440 И ВВЭР-1000**

Котречко С.А.¹, Дубинко В.И.², Озерский М.В.¹

¹*Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАН Украины, г. Киев,*

²*Национальный научный центр «ХФТИ» НАН Украины, г. Харьков*

E-mail: kotr@imp.kiev.ua

**MODELING OF EVOLUTION OF THE DISLOCATION LOOPS AND RADIATION
HARDENNING FOR WEER-440 AND WWER-1000 UNDER NEUTRON IRRADIATION**

Kotrechko S., Dubinko V., Ozerskiy M.

The goal of this study is to model irradiation hardening due to dislocation loop formation in VVER-440 and VVER-1000 pressure vessel steels (PVS). It is based on the model, which has been developed for the description of the nucleation and a subsequent evolution of dislocation loops in irradiated materials. The model allows evaluating the size distribution of interstitial and vacancy loops as a function of irradiation dose, dose rate, temperature, material parameters and initial microstructure.

В соответствии с существующими представлениями, радиационное упрочнение корпусных реакторных сталей является одним из основных факторов, который обуславливает охрупчивание корпусного металла и контролирует величину радиационного ресурса корпуса реактора. Так же было установлено, какие именно дефекты влияют на общее упрочнение при облучении. В целом, для типичных реакторных сталей такими дефектами являются дислокационные петли и преципитаты. Физический аспект этой проблемы заключается в определении закономерностей эволюции радиационно индуцируемых дефектов и их влияние на величину радиационного упрочнения корпусной стали. Интенсивность роста размеров этих дефектов и изменение их плотности зависит, как от флюенса, так и от условий облучения.

Общая тенденция заключается в том, что в большинстве случаев выделения преципитатов превалирует на начальных стадиях облучения с последующей тенденцией к «насыщению» размеров и плотности этих дефектов, при этом интенсивность роста плотности и размеров дислокационных петель имеет тенденцию к монотонному росту даже при высоком флюенсе.

В связи с этим, цель доклада заключается в том, что бы путем компьютерного моделирования эволюции дефектной структуры в процессе нейтронного облучения установить закономерности влияния дозы и интенсивности облучения на плотность и размеры дислокационных петель в реакторных сталях 15X2МФА и 15X2НМФА. Выбор марок сталей обусловлен тем, что они являются корпусным материалом энергетических реакторов ВВЕР-440 и ВВЕР-1000, что эксплуатируются в Украине.

Показано, что предложенная модель корректно описывает тенденции в изменении размеров и плотности радиационно-индуцированных дислокационных петель в корпусных сталях 15X2МФА (реакторы ВВЕР-440), и 15X2НМФА (реакторы ВВЕР-1000), а так же позволяет прогнозировать влияние на параметры радиационных дефектов интенсивности облучения (флакса) с учётом температуры эксплуатации корпуса реактора и исходной микроструктуры стали. В соответствии с результатами моделирования, снижения нейтронного потока в энергетическом реакторе с $2,8 \times 10^{16} \text{ м}^{-2} \text{ с}^{-2}$ (ВВЕР-440) до $5,7 \times 10^{14} \text{ м}^{-2} \text{ с}^{-2}$ (ВВЕР-1000) обуславливает существенные изменения в дислокационной микроструктуре при облучении. Приведены результаты изменения удельного вклада вакансионных и межузельных петель и как следствие их влияние на общее упрочнение. Показано, что в зависимости от температуры это влияние может быть разным. Как результат, это приводит к разнице в интенсивности радиационного упрочнения корпусных сталей 15X2МФА и 15X2НМФА.

Проведенные расчеты показали, что, как для основного металла, так и для металла сварного шва существуют определённые значения флюенсов (металл сварного шва: ВВЭР-1000 – $50-60 \times 10^{22} \text{ м}^{-2}$; основной металл: ВВЭР -1000 – $80-100 \times 10^{22} \text{ м}^{-2}$; основной металл: ВВЭР-440 – $400-600 \times 10^{22} \text{ м}^{-2}$), начиная с которых, основной вклад в радиационное упрочнение могут давать дислокационные петли.

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ПРЕДЕЛЬНОГО СОСТОЯНИЯ МАТЕРИАЛА В ОКРЕСТНОСТИ ПОВЕРХНОСТНОЙ ПОЛУЭЛЛИПТИЧЕСКОЙ ТРЕЩИНЫ НА ОСНОВЕ ФИЗИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ ХРУПКОГО РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛА

Котречко С.А., Зеленский Н.А.

*Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАН Украины, г. Киев, Украина
e-mail: kotr@imp.kiev.ua, Nickolai.Zelenskyu@gmail.com*

PREDICTION OF LIMIT STATE OF MATERIAL IN THE VICINITY OF SURFACE SEMIELLIPTICAL CRACK USING PHYSICAL MODEL OF METAL CLEAVAGE FRACTURE

S. Kotrechko, N. Zelenskyu

Peculiarities of initiation of brittle fracture of metal ahead of the curved crack front are considered within the framework of the Local Approach taking to account crack nuclei (CN) formation. Considering CN distribution in metals volume the probability field of initiation of brittle fracture is obtained. Regularities of the effect of

semielliptical crack parameters on the value of K_{Jc} and the value of force equivalent of embrittlement by the crack, q_{σ} , are ascertained.

Под предельным состоянием тела с трещиной, обычно понимают максимально достижимое значение коэффициента интенсивности напряжений в точке, при котором трещина теряет устойчивость и начинает расти. На микроуровне, процесс инициирования хрупкого (квазихрупкого) разрушения металла связан с образованием и потерей устойчивости зародышевых трещин (ЗТ) в конечном объеме материала в окрестности вершины макротрещины. Однако современные методы анализа прочности конструкций, например активно используемый метод Мастер кривой[1], не учитывает эти физические процессы. В работе [2] изложена физическая модель инициирования хрупкого разрушения металлов и сплавов, основанная на описании процессов образования и потери устойчивости зародышевых трещин в поликристалле. Цель настоящей работы заключается в использовании этих представлений для описания условий перехода в катастрофический рост полуэллиптической трещины. Полуэллиптическая трещина является типичным дефектом большинства элементов конструкций. В частности этот дефект контролирует прочность элементов конструкций атомной энергетики (трубопроводы, корпус реактора)[3]. Стохастическая природа инициирования хрупкого разрушения металла в локальной области у вершины трещины («process zone»), приводит к локальному масштабному эффекту, который проявляется в зависимости критического значения K_{Jc} от длины фронта макротрещины.

Общий подход к определению величины вязкости разрушения K_{Jc} элемента конструкции с полуэллиптической трещиной сформулирован в работе [4]. В расчетах [5,6] предложена инженерная версия Локального подхода к разрушению, в рамках которой охрупчивающее действие концентраторов напряжений, включая и трещину характеризуется параметром q_{σ} . Величина этого параметра показывает во сколько раз стабильность пластического состояния металла в вершине макротрещины в «process zone» ниже таковой в стандартном образце при одноосном растяжении.

В работе [7] в рамках Локального подхода сформулирован критерий приведения трещины с криволинейным фронтом к прямолинейной по критерию равенства вероятности инициирования хрупкого разрушения. Используя этот критерий, для полуэллиптической трещины получены зависимости K_{Jc} и параметра q_{σ} охрупчивающего действия трещины от соотношения полуосей трещины. Для наиболее опасной геометрической конфигурации трещины, в программном комплексе Abaqus построена модель, состоящая из элемента конструкции с поверхностной полуэллиптической трещиной глубиной $a=7$ мм. Значения вязкости разрушения K_{Jc} рассчитывались с помощью J-интеграла, Используя метод конечных элементов, получено распределение локальных растягивающих напряжений и деформаций в окрестности фронта макротрещины. Опираясь на эти данные, а также используя микроскопическую модель инициирования хрупкого разрушения, получено распределение вероятности потери устойчивости ЗТ вдоль фронта полуэллиптической трещины и зависимость вероятности глобального разрушения элемента конструкции в зависимости от величины нагрузки.

Использованная литература:

1. D. E. McCabe; J. G. Merkle; K. Wallin An Introduction to the Development and Use of the Master Curve Method. – Lancaster: ASTM International, 2005. - 66 с.
2. Котречко С. А., Мешков, Ю. Я. Предельная прочность. Кристаллы, металлы, элементы конструкций. –Киев: Наукова Думка, 2008. - 295с.
3. Unified Procedure for Lifetime Evaluation of Components and Piping in WWER NPPs. - “VERLIFE”, 2008. p.54.
4. Марголин Б.З., Ривнин Е.Ю., Корзов Г.П., Костылев В.Е., Гуленко А.Г., Новые подходы к расчету хрупкой прочности корпусов реакторов // Вопросы материаловедения. – 2000. - №4(24). - С. 63-75.
5. Котречко С.А., Мешков, Ю.Я. Концепция механической стабильности конструкционных сталей // Проблемы прочности. – 2009. - №2. - С. 55-78.
6. Котречко С.А. Локальный подход к анализу хрупкого разрушения и его физическая интерпретация // Проблемы прочности. – 2003. - №4. - С. 14–31.
7. Котречко С.А., Зеленский Н.А., Мамедов С.А. Прогнозирование охрупчивающего действия полуэллиптической трещины//Прочность материалов и элементов конструкций. – 2010. – С. 171.

УНИФИЦИРОВАННЫЙ МЕТОД ВЫЧИСЛЕНИЯ ФРАКТАЛЬНОЙ РАЗМЕРНОСТИ СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛА ПО ЕГО ЭЛЕКТРОННО-МИКРОСКОПИЧЕСКОМУ ИЗОБРАЖЕНИЮ

Красикова И.Е., Картузов В.В., Красиков И.В.

Украина, Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича, ira@ipms.kiev.ua

THE UNIFIED METHOD BASED ON ELECTRON MICROSCOPE IMAGE PROCESSING TO CALCULATE FRACTAL DIMENSION OF MATERIAL'S STRUCTURE

Krasikova I.E., Kartuzov V.V., Krasikov I.V

The program to calculate fractal dimension of images is developed. The program based on algorithm for calculation of block fractal dimension and allow dealing with images of various formats with arbitrary sizes. The program was tested using model images with predefined fractal dimension namely "Sierpinski carpet".

При исследовании деформации и разрушения материалов важной характеристикой является структура самого материала, для описания которой в последнее время используется аппарат фрактальной геометрии [1–3]. Однако в настоящее время нет унифицированных алгоритмов вычисления фрактальных характеристик материалов, в частности, по изображениям, получаемым различными способами, такими, например, как электронная микроскопия.

Ранее проведенные нами исследования [4] показали, что распространенные программы для вычисления фрактальной размерности изображений обладают рядом существенных недостатков, в первую очередь высокой нестабильностью и чувствительностью к размерам изображений.

В связи с этим нами реализованы алгоритмы вычисления блочной (Хаусдорфовой) и массовой фрактальных размерностей и проведено исследование поведения программы при обработке как модельных искусственно созданных изображений с предопределенными фрактальными характеристиками, таких как ковер Серпинского, так и для обработки реальных изображений, полученных путем электронной микроскопии.

Результаты исследований показали корректность вычисления фрактальной размерности как в случае блочной, так и в случае массовой фрактальной размерности; однако существенно большая вычислительная сложность алгоритма поиска массовой фрактальной размерности приводит к выводу о том, что в практической работе можно ограничиться только блочной фрактальной размерностью.

Анализ устойчивости представляемой реализации показывает, что результаты вычислений практически не зависят от таких искажений изображений, как сдвиг, поворот, изменение масштаба изображения. Обрезка изображения влияет более существенно, однако этот эффект не столь существенен, как в других реализациях; кроме того, такое влияние совершенно естественно, так как обрезка приводит к потере части информации об изучаемой структуре.

Существенной частью обработки изображений во всех реализациях является преобразование исходного изображения в черно-белое. Предлагаемая в докладе программа отличается тем, что позволяет не только выбрать порог преобразования вручную, предоставляя гистограмму исходного изображения, но и предлагает свой вариант порога, который в определенной мере может служить для унификации обработки изображений в различных исследовательских коллективах.

Еще одним усовершенствованием данной программы является обработка краевых эффектов, которая, как показали результаты исследований, позволяет осуществлять стабильное вычисление фрактальной размерности изображений с произвольными размерами.

Список литературы:

1. Feder J. Fractals. New York: Plenum Press, 1988. (Имеется русский перевод — Е. Федер. Фракталы. — М.: Мир, 1991.)
2. Иванова В.С., Встовский Г.В., Колмаков А.Г., Пименов В.Н. Мультифрактальный метод тестирования устойчивости структур в материалах. — М.: Интерконтакт Наука, 2000, 54 с.
3. Встовский Г.В. Элементы информационной физики. М.: МГИУ, 2002. — 260 с.

4. И.Е. Красикова, И.В. Красиков, В.В. Картузов. Определение фрактальных характеристик структуры материалов методом мультифрактального анализа изображений. Вычислительный эксперимент на модельных объектах. — В сб. Математические модели и вычислительный эксперимент в материаловедении. Вып. 9: Труды Института проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины. Серия “Моделирование в материаловедении”. — Киев, 2007, с. 79–84.

ОСОБЕННОСТИ РАСЧЕТА УПРУГИХ ПОСТОЯННЫХ ПРИ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЯХ

Красильников О.М., Мосягин И.Ю., Векилов Ю.Х.

Россия, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», omkras@mail.ru

FEATURES OF CALCULATION OF ELASTIC CONSTANTS AT HIGH PRESSURES

Krasil'nikov O.M., Mosyagin I.Yu., Vekilov Yu.Kh.

Expressions for isothermal and adiabatic effective elastic constants of a various order of the stressed crystal are received. The obtained relations allow to calculate elastic constants second, third and fourth order at any compressions.

В настоящее время большое внимание уделяется изучению свойств материалов при высоких давлениях, в том числе упругих постоянных различного порядка. Экспериментальное определение упругих постоянных под давлением (особенно постоянных выше второго порядка) задача достаточно трудная, поэтому важное значение приобретает вычисление упругих постоянных с помощью компьютерного моделирования.

Термодинамическое определение упругих постоянных различного порядка дано в [1]

$$C_{ijkl\dots}^T = \frac{1}{V_0} \left(\frac{\partial^n F}{\partial \eta_{ij} \partial \eta_{kl\dots}} \right)_T, \quad C_{ijkl\dots}^S = \frac{1}{V_0} \left(\frac{\partial^n U}{\partial \eta_{ij} \partial \eta_{kl\dots}} \right)_S. \quad (1)$$

Здесь $C_{ijkl\dots}^T$ и $C_{ijkl\dots}^S$ - соответственно, изотермические и адиабатические упругие постоянные n -ого порядка ($n \geq 2$), F - свободная, а U - внутренняя энергии кристалла, V_0 - объем в недеформированном состоянии, η_{ij} - компоненты тензора конечных деформаций Лагранжа, производные вычисляются при постоянной температуре T и энтропии S . Компоненты η_{ij} определяются соотношением [2]

$$\eta_{ij} = \frac{1}{2} (\alpha_{ki} \alpha_{kj} - \delta_{ij}), \quad (2)$$

где $\alpha_{ki} = \partial r_k / \partial R_i$ - градиент деформации, r_k и R_i - координаты выбранной точки тела в деформированном и исходном состояниях. Здесь и в дальнейшем по повторяющимся индексом идет суммирование от 1 до 3.

Упругие постоянные (1) полностью определяют упругое поведение кристалла в ненагруженном состоянии. Однако в случае кристалла под нагрузкой они не в полной мере характеризуют упругое состояние, т.к. не учитывают работу, которая должна быть совершена против внешней нагрузки силами, вызванными дополнительной малой деформацией η_{ij} . В работах [3] даны определения так называемых эффективных упругих постоянных для случая гидростатического сжатия. Эти постоянные наряду с изменением свободной (внутренней) энергии кристалла при деформации вблизи исходного состояния при заданном давлении учитывают и работу против гидростатического давления силами, обусловленными этой деформацией. Обобщая результаты работ [3], изотермические и адиабатические упругие постоянные нагруженного кристалла следует определить как производные соответствующего порядка от потенциала Гиббса G или энтальпии H по компонентам тензора конечных деформаций η_{ij}

$$\tilde{C}_{ijkl\dots}^T = \frac{1}{V_0} \left(\frac{\partial^n G}{\partial \eta_{ij} \partial \eta_{kl} \dots} \right)_T, \quad \tilde{C}_{ijkl\dots}^S = \frac{1}{V_0} \left(\frac{\partial^n H}{\partial \eta_{ij} \partial \eta_{kl} \dots} \right)_S \quad (3)$$

В случае гидростатического давления $G = F + PV$ и $H = U + PV$. В отсутствии внешней нагрузки соотношения (3) совпадают с (1). При $n = 2$ упругие постоянные (3) определяют соотношение «напряжение-деформация», скорость звука и частоты длинноволновых колебаний кристаллической решетки, а также условия устойчивости в случае нагруженного кристалла. При $n > 2$ упругие постоянные $\tilde{C}_{ijkl\dots}$ характеризуют влияние ангармонизма решетки на указанные свойства.

Используя (3), выразим изотермические эффективные упругие постоянные 2, 3 и 4 порядка кристалла при гидростатическом давлении через упругие постоянные Браггера (1). Изменение потенциала Гиббса при деформации η_{ij} при заданном давлении P и температуре T на единицу объема в недеформированном состоянии равно

$$\frac{\Delta G}{V_0} = \frac{\Delta F}{V_0} + P \frac{\Delta V}{V_0} \quad (4)$$

Здесь $\Delta G = G(P, T, \eta) - G(P, T, 0)$, $\Delta F = F(P, T, \eta) - F(P, T, 0)$, $\Delta V = V - V_0$ - изменение объема при деформации, заданной компонентами η_{ij} . Разложим ΔG и ΔF в ряд по η_{ij} до четвертого порядка включительно

$$\frac{\Delta G}{V_0} = \frac{1}{2} \tilde{C}_{ijkl} \eta_{ij} \eta_{kl} + \frac{1}{6} \tilde{C}_{ijklmn} \eta_{ij} \eta_{kl} \eta_{mn} + \frac{1}{24} \tilde{C}_{ijklmnpq} \eta_{ij} \eta_{kl} \eta_{mn} \eta_{pq}, \quad (5)$$

$$\frac{\Delta F}{V_0} = -P \eta_{ii} + \frac{1}{2} C_{ijkl} \eta_{ij} \eta_{kl} + \frac{1}{6} C_{ijklmn} \eta_{ij} \eta_{kl} \eta_{mn} + \frac{1}{24} C_{ijklmnpq} \eta_{ij} \eta_{kl} \eta_{mn} \eta_{pq}. \quad (6)$$

Так как $\Delta V / V_0 = J - 1$, где $J = \det|\alpha_{ij}|$ [2], выразим α_{ij} через η_{ij} , используя соотношение (3).

В результате получим, удерживая слагаемые до четвертого порядка по η_{ij}

$$\alpha_{ij} = \delta_{ij} + \eta_{ij} - \frac{1}{2} \eta_{ki} \eta_{kj} + \frac{1}{2} \eta_{rk} \eta_{ri} \eta_{rj} - \frac{5}{8} \eta_{kj} \eta_{mk} \eta_{mn} \eta_{ni}. \quad (7)$$

Подстановка выражений (5), (6) и $\Delta V / V_0$ в (4) позволяет выразить эффективные упругие постоянные $\tilde{C}_{ijkl\dots}$ через упругие постоянные типа Браггера $C_{ijkl\dots}$ и давление P . Соответствующие соотношения для кристаллов кубической симметрии приведены в таблице 1. Упругие постоянные даны в обозначениях Фойгта, α, β, \dots принимают значения от 1 до 6 в соответствии с правилом: $11 \rightarrow 1, 22 \rightarrow 2, 33 \rightarrow 3, 23 \rightarrow 4, 13 \rightarrow 5$ и $12 \rightarrow 6$. Индексы T и S не указаны, т.к. эти соотношения справедливы как для изотермических, так и адиабатических упругих постоянных.

Таблица 1. Соотношения между $\tilde{C}_{\alpha\beta\dots}$ и $C_{\alpha\beta\dots}$.

$\tilde{C}_{\alpha\beta}$	$\tilde{C}_{\alpha\beta\gamma}$	$\tilde{C}_{\alpha\beta\gamma\delta}$	
$\tilde{C}_{11} = C_{11} - P$	$\tilde{C}_{111} = C_{111} + 3P$	$\tilde{C}_{1111} = C_{1111} - 15P$	$\tilde{C}_{1255} = C_{1255} + P$
	$\tilde{C}_{112} = C_{112} - P$	$\tilde{C}_{1112} = C_{1112} + 3P$	$\tilde{C}_{1266} = C_{1266} - P$
$\tilde{C}_{12} = C_{12} + P$	$\tilde{C}_{123} = C_{123} + P$	$\tilde{C}_{1122} = C_{1122} + P$	$\tilde{C}_{1456} = C_{1456} - P$
	$\tilde{C}_{144} = C_{144} - P$	$\tilde{C}_{1123} = C_{1123} - P$	$\tilde{C}_{4444} = C_{4444} - 3P$
$\tilde{C}_{44} = C_{44} - P$	$\tilde{C}_{155} = C_{155} + P$	$\tilde{C}_{1144} = C_{1144} + P$	$\tilde{C}_{4455} = C_{4455} - P$
	$\tilde{C}_{456} = C_{456} + P$	$\tilde{C}_{1155} = C_{1155} - 3P$	

Свободная энергия кристалла F для разных значений объема V_0 при различных деформациях η_{ij} может быть рассчитана в рамках теории функционала плотности, что позволяет, используя (6), найти давление и соответствующие упругие постоянные (1). Затем с помощью соотношений, приведенных в таблице 1, рассчитать упругие постоянные (2), которые определяют упругое поведение нагруженного кристалла. Пример расчета эффективных упругих постоянных 2 и 3 порядка ванадия в интервале $0 - 800 \text{ ГПа}$ с использованием рассмотренной схемы приведен в [4].

Список литературы:

- [1] Brugger K. //Phys. Rev. -1964, Vol. 133, № 6A –P. A1611-1612.
- [2] Wallace D.C. //Sold State Phys. -1970, Vol. 25 – P.301-4-04.
- [3] Thurston R.N. //J. Acoustic. Soc. Am -1965, Vol. 37, № 2 – P.348-356; Barsch G.R., Chang Z.P. //J. Appl. Phys. -1968, Vol. 39, № 1 – P.3276-3284.
- [4] Красильников О.М., Векилов Ю.Х., Исаев Э.И., Бондаренко Н.Г. ЖЭТФ 2011, т. 139, вып.2 – С.281-287.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАГНИТНЫХ НАНОДИСПЕРСНЫХ ЖИДКОСТЕЙ

Крутикова Е.В., Иванов А.О., Анохин Д.А.

Россия, Уральский федеральный университет им. Б.Н.Ельцина, Ekaterina.Krutikova@usu.ru

Krutikova E.V., Ivanov A.O., Anokhin D.A.

The study of structure and physical and chemical properties of magnetic nanodisperse fluids (ferrofluids) by the construction of the pair correlation function of dispersion is presented in the given work. The magnetic nanodisperse fluid is modeled as a system of bidisperse dipolar hard spheres. All particles were formally divided into two types – «large» and «small». For this system, the pair correlation function is a function of the typical interparticle distances: «small» - «small», «large» - «large» and «small» - «large», and depends on the ferroparticle volume concentration and the dipolar coupling constant. Then the comparison of the developed theoretical model with the results of small-angle scattering experiment on polydisperse magnetic fluids showed good agreement in the sphere of the model working. The influence of dipole-dipole interaction on the structure factor of the magnetic fluids system was analyzed. It turned out that the hard sphere interaction is primarily responsible for the formation of the first effective coordination sphere in the system, while the dipole-dipole attraction manifests itself at the greater distances.

Магнитные нанодисперсные жидкости (феррожидкости, ферроколлоиды) представляют собой устойчивые взвеси частиц ферро- и ферримагнитных материалов (например, окислов железа, кобальта, никеля) в жидких носителях (это может быть керосин, вода, толуол, минеральные и кремнийорганические масла). Так как в природе отсутствуют вещества способные сочетать в себе текучесть и сильные магнитные свойства, то создание таких жидкостей в конце 60-х годов было настоящим прорывом. Магнитные нанодисперсные жидкости содержат частицы, форма которых близка к сферической, а характерные диаметры частиц составляют ~ 10 нм. Столь малый размер частиц обеспечивает седиментационную устойчивость магнитных наноколлоидов. Также магнитные нанодисперсные жидкости обладают устойчивостью к необратимой коагуляции, которая обеспечивается адсорбционными слоями, препятствующими сближению частиц на такие расстояния, при которых энергия притяжения будет больше, чем разупорядочивающая энергия теплового движения.

Создание магнитных нанодисперсных жидкостей было связано с выполнением космических программ НАСА, поэтому они сразу же нашли свое применение в космической технике. Изделия на основе магнитных нанодисперсных жидкостей используются для герметизации вводов вращательного и более сложных видов движения; в технологических процессах, где требуется поддержание глубокого вакуума, в производстве полупроводников, при напылении, металлизации,

вакуумной сушке, в рентген-аппаратах, электронных микроскопах, вакуумных печах, маховичных двигателях, масс-спектрометрах и т.п. Разрабатываются нетрадиционные методы магнитного транспорта лекарств с помощью магнитных нанодисперсных жидкостей; новые способы медицинской диагностики и лечения - раннее определение опухолевых, инфекционных и кардиологических заболеваний при помощи визуализации патогенных областей, в которых происходит накапливание вводимых в организм магнитных наночастиц; магнитная очистка биотканей от загрязнений и токсинов; терапия раковых и ряда других заболеваний при помощи создаваемой магнитным полем локальной гипертермии. Благодаря своему широкому применению магнитные нанодисперсные жидкости сейчас активно синтезируются и изучаются во многих странах мира.

Различные физико-химические условия могут привести к образованию обратимых агрегированных структур разного типа. Так, например, при большой интенсивности магнитодипольных сил феррочастицы объединяются в агрегаты в виде цепочек; при высокой температуре в магнитных нанодисперсных жидкостях могут образовываться квазисферические фракталоподобные агрегаты, а при наложении внешнего магнитного поля или понижении температуры возможно явление фазового расслоения. Образование агрегированных структур такого типа способно привести к сильному изменению их физико-химических свойств. В связи с этим большое прикладное значение приобретает предсказание процессов агрегирования и их влияния на свойства магнитных нанодисперсных жидкостей, а также исследования, позволяющие изучить явление фазового расслоения и свойства образующихся при этом капельных агрегатов; осмотическое давление в магнитных нанодисперсных жидкостях, сжимаемость и другие термодинамические свойства.

Межчастичные корреляции оказывают существенное влияние на все макроскопические характеристики магнитных нанодисперсных жидкостей. Экспериментально информацию о межчастичных корреляциях в магнитных нанодисперсных жидкостях можно получить методами электронного, электромагнитного и нейтронного рассеяния [1, 2]. В ходе эксперимента анализируется упругое рассеяние на неоднородностях имеющих размер от 1 до 100 нм. Измеряя интенсивность рассеяния при различных углах можно получить величину, называемую структурным фактором рассеяния. Теоретический же структурный фактор есть Фурье-образ от парной корреляционной функции, которая содержит всю информацию о межчастичных корреляциях в системе, и с ее помощью могут быть вычислены любые термодинамические характеристики магнитных нанодисперсных жидкостей. Поэтому возникает необходимость создания теоретической модели, которая связала бы межчастичные корреляции в магнитных нанодисперсных жидкостях с экспериментально наблюдаемым рассеянием.

По своей природе магнитные нанодисперсные жидкости полидисперсны, однако качественное поведение свойств можно отследить уже на частицах двух размеров. В рамках бидисперсной модели, где все частицы формально делятся на два класса (частицы с разными диаметрами, условно «мелкие» и «крупные»), необходимо отдельно рассматривать характерные расстояния между центрами частиц – «мелкая» - «мелкая», «крупная» - «крупная» и «мелкая» - «крупная», и строить соответствующие им различные составляющие парной корреляционной функции. Метод расчета парных корреляционных функций подробно описан в работах [3, 4] для случая моделирования частиц монодисперсными дипольными мягкими \ твердыми сферами. В данной работе были построены диаграммы, соответствующие второму и третьему вириальным коэффициентам для бидисперсного случая. Все диаграммы делились на три блока в зависимости от характерного расстояния. Каждая парная корреляционная функция содержала в себе три основные диаграммы (одну двухчастичную и две трехчастичные). Применяя преобразование Фурье к построенной парной корреляционной функции, вычислен структурный фактор бидисперсной системы дипольных твердых сфер. Проведено сравнение с экспериментальными данными.

Сравнение теоретических и экспериментальных данных показало хорошее согласие в области действия модели, т.е. для объемной концентрации феррочастиц в системе менее 25% и при сравнительно небольших параметрах диполь-дипольного взаимодействия, когда можно утверждать, что жидкость остается пространственно-однородной. Было проанализировано влияние диполь-дипольного взаимодействия на структурный фактор системы феррочастиц. Оказалось, что за формирование первой эффективной координационной сферы в системе главным образом отвечает твердо-сферическое взаимодействие, в то время как диполь-дипольное притяжение проявляется на более дальних расстояниях.

Работа выполнена при финансовой поддержке МОН г/к 02.740.11.0202 и гранта Президента МК-2221.2011.2.

Список литературы:

1. D. Vica, L. Vekas, M.V. Avdeev, O. Marinica, V. Socoliuc, M. Balasoiu, and V.M. Garamus J. Magn. Mater. 311 (1) (2007) 17.
2. М.В. Авдеев, В.Л. Аксёнов УФН, 180 (10) (2010) 1009.
3. Елфимова Е.А., Иванов А.О. Парные корреляции в магнитных нанодисперсных жидкостях // ЖЭТФ – 2010 – Т.137, вып. 5, стр.1-13.
4. Cerda J., Elfimova E., Ballenegger V., Krutikova E., Ivanov A., Holm C. Behavior of bulky ferrofluids in the diluted low coupling regime: theory and simulation // Physical Review E. – 2010. – Vol.81. –P.011501-011501-11.

ОПИСАНИЕ ГЕОМЕТРИИ РАЗМЕЩЕНИЯ ЭЛЕМЕНТОВ СТРУКТУР И ИЗЛОМОВ ЦИФРОВЫМИ МЕТОДАМИ

Кудря А.В., Скородумов С.В., Траченко В.А.

Россия, НИТУ «МИСиС»

THE DESCRIPTION OF THE DISTRIBUTION OF STRUCTURES AND FRACTURE SURFACES ELEMENTS BY DIGITAL METHODS

Kudrya A.V., Skorodumov S.V., Trachenko V.A.

The approaches of digital treatment of structures and fracture surfaces for the quantitative description of the structure elements distribution inhomogeneity have been developed.

Измерение неоднородности разнородных структур и механизмов их разрушения – по строению изломов существенно для понимания причин разброса пластичности и вязкости материалов. Однако методы оценки структур и изломов носят преимущественно качественный характер. Это затрудняет выявление критических факторов структуры, лимитирующих свойства материалов. Поэтому развитие количественных методов актуально, в т.ч. для решения практических задач.

С этой целью в работе развиты подходы к измерению различий между случайными множествами точек на плоскости, которые были использованы для компьютеризированной оценки неоднородности разнородных структур. В частности, изучались особенности размещения неметаллических включений на поверхности шлифов – темплеты трубных сталей категории прочности к65 (X80) и особенности строения микрорельефа изломов. С этой целью была разработана цифровая методика получения панорам изображений структур в масштабе образца. Для этого в оптическом микроскопе при увеличении $\times 100$ получали отдельные кадры, с различными углом разворота и степенью наложения друг относительно друга. Пошаговое их объединение позволило получить сначала линейные, а затем и двумерные панорамы изображений неметаллических включений в привязке к единой системе координат (в рамках всего темплета).

Для идентификации строчек и скоплений неметаллических включений на панорамах были построены минимальные остовные деревья. Были посчитаны параметры кластеров и их ориентировка по отношению к направлению прокатки штрипса. Крупные кластеры (в среднем 10 включений) встречались редко, их ориентация в основном совпадала с направлением прокатки.

Методика анализа фасеток транскристаллитного квазискола на изображениях изломов конструкционной стали включала в себя измерение их масштабов – на основе построения секущих с определенным шагом. Он определялся с учетом средних размеров фасеток квазискола, размаха наблюдаемых размеров. Бинаризация по выбранному уровню позволила статистически оценить размеры фасеток и гребней отрыва для изображений изломов, полученных в СЭМ при увеличении ~ 1000 крат.

Полученные в работе результаты показывают, что применение цифровых технологий позволяет предложить объективные способы оценки и контроля качества конструкционных сталей, что обеспечивает более глубокое понимание природы разрушения разнообразных структур.

ИНФОРМАТИВНОСТЬ ФРАКТАЛЬНОЙ РАЗМЕРНОСТИ ДЛЯ ОПИСАНИЯ ПОВЕРХНОСТЕЙ РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Кудря А.В., Арсенкин А.М.,* Бочарова М.А.

РФ, НИТУ «МИСиС»

**ИМЕТ РАН, alex_arsenkin@yahoo.com*

THE INFORMATIVITY OF THE FRACTAL DIMENSION FOR DESCRIPTION OF FRACTURE SURFACES OF METAL MATERIALS

Kudrya A.V., Arsenkin A.M., Bocharova M.A.

This work is devoted to the investigation of the fractal dimension parameter potential for quantitative description of metals and alloys fracture surfaces. It has been shown that there is no difference of fractal dimension volume for variable types of fracture surfaces. Also absence of correlation between fractal dimension and impact toughness has been revealed.

О фрактальных свойствах (размерность поверхности > 2) изломов металлических материалов было сказано давно /1/. До сих пор делаются попытки связать параметр фрактальных свойств - фрактальную размерность (ФР) с механическими свойствами. Однако наблюдаемая противоречивость получаемых результатов, которая была связана с погрешностями её измерения и с отсутствием необходимого понимания природы фрактальности изломов, затрудняла оценку эффективности использования фрактальной размерности для ранжировки изломов.

Для выяснения причин наблюдаемых противоречий было проведено систематическое определение фрактальной размерности изломов различной природы (ударные образцы улучшаемой стали) по методу вертикальных сечений /2/. При этом ФР поверхности принималась равной $D+1$, где D – фрактальная размерность профиля. ФР профиля измерялась по методу Ричардсона как тангенс угла наклона линейной зависимости $\ln(L) = f(\ln(e))$, где L и e – длина профиля и шаг измерения, соответственно. Шаг измерения варьировался в пределах от 0,46 до 58,9 мкм. Фрактальная модель, как и всякое представление в терминах бесконечно малых, может быть справедлива в том интервале масштабов сглаживания δ , где оправданы её допущения – экспериментально подтверждена линейная зависимость $\ln L_k(\ln \delta_k)$, где L_k – длина профиля трещины, измеренной с шагом δ_k (при его изменении на несколько порядков). Обычно шаг измерения мезорельефа изменяется в диапазоне менее двух порядков /2/, что повышает ошибку определения ФР. Данное обстоятельство связано с трудоемкостью измерений, которые, как правило, не охватывают микромасштаб поверхности. Очевидно, что для полной оценки явления диапазон измерений должен включать в себя все элементы строения излома (без опасений потери существенной информации).

Для снижения нижней границы диапазона измерения и учёта особенностей микростроения изломов двумерные профили поверхности разрушения были получены из стереоизображений, сложенных в ленточную панораму длиной 7 мм и шириной 340 мкм, снятой при увеличении $\times 300$ (сканирующий электронный микроскоп НТАСНІ S800). На каждом изломе было снято 5 панорам, находящихся на расстоянии 680 мкм друг от друга, на которых реконструировано по 5 профилей, отстоявших друг от друга на расстоянии 50-80 мкм (рис. 1). Для каждой поверхности излома было реконструировано по 25 профилей длиной 5-7 мм.

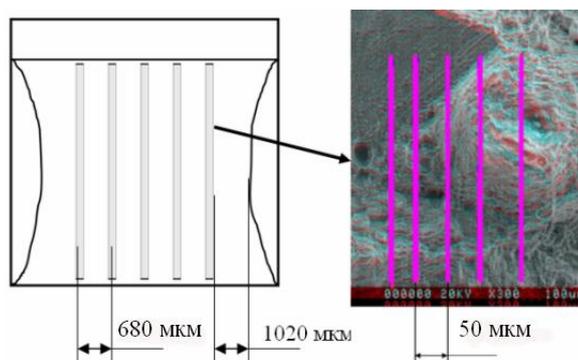


Рисунок 1 - Схема съемки для получения двумерных профилей поверхности изломов

Как и в любой статистике оценки фрактальной размерности должны определяться объемом выборки данных (длина и количество профилей) /3/. Поэтому для оптимизации измерения ФР были исследованы зависимости ФР от количества профилей, их длины и шага измерения для различных видов поверхности разрушения. Установлено что для достоверного (воспроизводимого) определения ФР необходимо не менее 10 профилей длиной более 4 мм каждый на вариант. Однако в таком случае получаемые величины ФР значимо не различались для всех исследованных механизмов разрушения и практически не отличались от 1.

Нет оснований полагать, что дополнительную информацию позволит извлечь дальнейшее уменьшение шага измерения, ниже наблюдаемых на практике элементарных актов разрушения (ямка, фасетка), при имеющемся исходно ограничении сверху (шага) габаритами стандартного образца. Таким образом, фактически уже по способу регистрации поверхность разрушения измерима в диапазоне, как правило, менее двух порядков. Получаемые значения тангенса угла наклона зависимости $\ln L_k(\ln \delta k)$ похоже, не имеют практического смысла, они могут совпадать (при условии достоверного их определения), но из этого не вытекает идентичность механизмов разрушения.

Список литературы:

1. Mandelbrot B.B., Passoja D.E., Pullay A.J. Fractal character of fracture surfaces of metals // Nature. 1984. Vol.308. P.721-722.
2. Иванова В.С., Баланкин А.С., Бунин И.Ж., Оксогоев А.А. Синергетика и фракталы в материаловедении. М.: Наука, 1994. 384 с.
3. Бочарова М.А. Оценка информативности мезостроения изломов для определения факторов вязкости сталей. Дисс. На соиск. уч. ст. канд. тех. наук. М. 2000.148 с.

МЕТОД РЕКОНСТРУКЦИИ ТРЕХМЕРНОГО ИЗОБРАЖЕНИЯ ПО СТЕРЕОПАРАМ КАК ПЕРСПЕКТИВНЫЙ ИНСТРУМЕНТ ДЛЯ ИЗУЧЕНИЯ МИКРОМЕХАНИЗМОВ РАЗРУШЕНИЯ СТАЛЕЙ

Кудря А.В., Соколовская Э.А., Арсенкин А.М.*

РФ, НИТУ «МИСиС»

**ИМЕТ РАН, alex_arsenkin@yahoo.com*

THE 3D-IMAGE RECONSTRUCTION METHOD BY STEREO COUPLES AS THE PERSPECTIVE TOOL FOR THE STUDY OF THE MICROMECHANICS OF STEEL FRACTURE

Kudrya A.V., Sokolovskaya E.A., Arsenkin A.M.

The procedure of 3D images reconstruction by stereo couples has been developed for the study of fracture surfaces structure of steels. Necessary parameters and survey conditions have been revealed to obtain accurate results of geometrical parameters measurement of fracture surfaces. Application of the procedure for the research of ductile fracture surfaces low alloying steels has been shown.

В силу высокой скорости распространения процесс разрушения чрезвычайно сложно исследовать. Поскольку в результате любого разрушения всегда формируется излом то одним из основных методов исследования разрушения является фрактография. Для изучения микростроения изломов, как известно, широко используется сканирующая электронная микроскопия (СЭМ), ставшая основным методом наблюдения и изучения изломов. Можно выделить два основных методических подхода при измерении геометрии изломов на изображениях, снятых в сканирующем электронном микроскопе: определение параметров геометрии на плоском (2D) изображении и измерение линейных и пространственных параметров геометрии на 3D-картине, полученной из нескольких 2D-кадров (стереофотограмметрия) /1/. Однако плоское изображение не учитывает развитый, чаще всего пилообразный рельеф, которым обладает поверхность разрушения, образованная по любому механизму разрушения. Поэтому результаты линейных измерений элементов строения излома будут соответствовать размеру проекций на горизонталь. Чтобы получить истинный размер элемента излома необходимо знать угол наклона плоскости, на которой расположен этот элемент. Таким образом, применение 2D - кадра возможно для проведения оценочных, измерений элементов геометрии строения, например, для двух изломов, если они имеют сходные параметры. Если же поверхности изломов сильно различаются (например, излом, образовавшийся после разрушения срезом), то результаты, полученные при измерениях на плоском изображении, могут приводить к ошибочным результатам. Это определяет перспективы развития техники реконструкции трехмерного изображения по стереопарам для исследования микростроения изломов.

Методика реконструкции стереоизображения по стереопарам заключается в последовательной съемке участка излома при разных углах наклона образца и дальнейшей обработке стереопары изображений в специальной компьютерной программе. Преимущество данного метода заключается в достижении высокого разрешения, сравнимого с разрешением СЭМ, что позволяет проводить измерения микроскопических расстояний в z- направлении с высокой точностью.

В данной работе методика реконструкции трехмерных изображений по стереопарам применялась для изучения микростроения вязких изломов конструкционных сталей 15Х2НМФА, 40Х2Н2МА, 38ХН3МФА-Ш и 16Г2АФ. Стереопары изображений вязких изломов исследуемых сталей, были сняты по принципу нормально - конвергентной съемки (левое изображение стереопары снималось без наклона образца, а правое изображение соответствовало наклонному положению образца) /2/ на СЭМ HITACHI S-800 при увеличении $\times 150 - \times 3000$ с углом конвергенции 6° . Обработка стереопар была реализована в программном продукте PHOTOMOD Lite. Выбор угла конвергенции обусловлен тем, что при малых углах ($5^\circ - 15^\circ$) не происходит экранирования одних элементов излома другими /3/, что очень важно для шероховатых поверхностей, таких как изломы. Съемка изображений, составляющих стереопару, проводилась при следующих параметрах СЭМ, которые поддерживались постоянными: ускоряющее напряжение 20 кВ, рабочее расстояние 15 мм. Изображения должны быть сфокусированными и однородными по контрастности и яркости.

Для получения абсолютных значений геометрических параметров излома по z-координате необходимо наличие на изломе реперного объекта с известными пространственными размерами. В противном случае этот метод можно применять только для получения сравнительных результатов. В качестве реперного объекта применялись гранулы порошка интерметаллида NiAl размером 10-25 мкм, а также использовались неметаллические включения сульфидов размером 5-7 мкм глобулярной формы, расположенные в ямках вязкого излома. Дальнейшая реконструкция трехмерной модели рельефа поверхности излома осуществлялась с привязкой к пространственным размерам этих гранул. При такой форме реперных объектов погрешность измерения составляет не более 20 %. Применение более точного по форме объекта ведет к снижению погрешности измерения.

Данная методика позволила определить, что ямки исследуемых вязких изломов имели параболическую форму, которая функционально описывалась выражением $y = a \cdot x^2 + b \cdot x + c$, где коэффициент «а» принимал значения, как правило, ≤ 1 . При этом с увеличением размера ямки значение «а» уменьшалось. Таким образом, было обнаружено нарушение принципа подобия формы ямок при увеличении их размера. Анализ микрорельефа поверхности изломов исследуемых сталей показал, что их двумерные профили имеют пилообразную форму. Каждый гребень профиля микрорельефа результат слияния пор различных размеров (очевидно лежащих в плоскости действия наибольших касательных напряжений).

Исследование камневидного излома стали 38ХН3МФА-Ш выявило, что вязкая межзеренная фасетка представляла собой искривленную или наклонную поверхность с диапазоном углов наклона

от 15 до 60°. Поверхность камневидной фасетки имеет пилообразный рельеф. Каждый перепад - это результат слияния групп ямок, т. е. это своего рода мезоперемычка между группами ямок. Таким образом, из измерений рельефа фасетки камневидного излома стали 38ХНЗМФА-Ш прослежена эволюция развития трещины по зернограничному кластеру включений: от его центра в радиальных направлениях.

Методика реконструкции трехмерных изображений была применена для определения масштабов пластической невязки камневидных фасеток и на этой основе оценки энергоёмкости разрушения по таким границам раздела, как зернограничные кластеры частиц. Сопоставление значений пластической невязки для различных аномалий строения фасеток камневидного излома позволило ранжировать их по степени опасности.

Извлечение двумерных профилей из 3D- модели позволило провести массовые вычисления фрактальной размерности, оценить природу имеющихся в литературе противоречивых результатов и показать, что её величина для различных механизмов разрушения значимо не отличается.

Список литературы:

1. Штремель М.А. Возможности фрактографии // МиТОМ. 2005. №5. С.35-43
2. Мельник В.Н. Фотограмметрическая обработка снимков, полученных на растровом электронном микроскопе // автореферат диссертации на соискание ученой степени кандидата технических наук, Москва, 1981, 28 с.
3. Маркелов В. А. Структурные факторы вязкости мартенсита конструкционной стали, выявленные в испытаниях псевдомонокристаллов // диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук, Москва, 1985, 183с.

ОБРАЗОВАНИЕ И ПОДВИЖНОСТЬ РАДИАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ В Мо: АТОМИСТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ

Куксин А.Ю., Инсепов З., Норман Г.Э., Стегайлов В.В., Стариков С.В., Янилкин А.В.

Россия, Объединенный институт высоких температур РАН, alexey.kuksin@gmail.com.

FORMATION AND MOBILITY OF RADIATION DEFECTS IN MO: ATOMISTIC SIMULATIONS

Kuksin A.Yu., Insepov Z., Norman G.E., Stegailov V.V., Starikov S.V., Yanilkin A.V.

Clusters of point defects play an important role in the evolution of microstructure and mechanical properties of irradiated materials. The present molecular dynamics (MD) study is addressed to the problems of formation mechanisms and mobility of clusters of self-interstitial atoms (SIA) and vacancies on the example of Mo. The mechanisms of large SIA clusters production are discussed: growth of clusters as a result of SIA diffusion towards each other and in-cascade formation of clusters and dislocation loops in the compressive wave produced by swift ion. Most of SIA clusters formed demonstrate one-dimensional diffusion with a high mobility. Immobile SIA clusters are less stable than mobile, relaxation to mobile structures is observed. Small vacancy clusters produced in cascade are practically immobile. The possibility of a large prismatic vacancy loop formation near the impact surface is revealed. The mobility of such dislocation loops is comparable to one of SIA clusters and strongly affected by the point defects. MD calculations of dislocation mobility demonstrate that an increase of concentration of point defects result in a growth of a dislocation drag in Mo. While in Cu the drag coefficient is practically concentration independent, but concentration effects the critical stress for dislocation glide.

Кластеры точечных дефектов играют важную роль в эволюции микроструктуры и разрушении материалов под действием облучения ионами, нейтронами. Их диффузионные свойства активно изучаются как экспериментально, так и с помощью атомистического моделирования (методов молекулярной динамики и функционала электронной плотности). С помощью современных методов электронной микроскопии удастся наблюдать движение довольно больших кластеров с высоким

временным разрешением. Однако взаимосвязь между результатами экспериментов и расчетов пока остается не до конца ясной. В данной работе на примере молибдена Mo представлены результаты исследования методом молекулярной динамики образования кластеров дефектов (межузельных атомов и вакансий) в каскадах столкновений и их термически активируемой подвижности. Моделирование проводится с помощью потенциала классической молекулярной динамики, построенного с учетом свойств дефектов. А именно, он воспроизводит энергии основных структур дефектов в соответствии с квантово-механическими расчетами методом функционала электронной плотности.

Проведено молекулярно-динамическое моделирование каскадов столкновений, развивающихся под действием ионов Хе с энергиями около 50 кэВ. Кластеры из межузельных атомов, образующиеся непосредственно в каскадах, довольно маленькие (2-5 межузельных атомов). Рост больших кластеров происходит на временах порядка нано и микросекунд в результате диффузии межузельных атомов и небольших кластеров. Большинство образующихся кластеров имеют очень высокую подвижность: характер их движения близок к быстрой диффузии вдоль одного направления типа $\langle 111 \rangle$ с переменной направлением движения на другое эквивалентное, характерной для краудионов в Mo. Неподвижные кластеры межузельных атомов менее стабильны и со временем происходит их перестройка к структуре подвижных кластеров. Рассмотрено влияние температуры на устойчивость таких сидячих кластеров. Малые кластеры вакансий, образующиеся в каскадах, практически неподвижны на масштабах наносекунд. Однако в некоторых расчетах наблюдалось образование больших вакансионных дислокационных петель, подвижность которых сравнима с подвижностью кластеров межузельных атомов тех же размеров. Выявлены механизмы, приводящие к образованию таких больших дислокационных петель на ранних стадиях развития столкновительного каскада: как в объеме, так и на поверхности металла. Подвижность описанных дислокационных петель существенно меняется при наличии точечных дефектов в материале. Проведено исследование подвижности дислокаций (в динамическом режиме, где скорость ограничивается фононным трением) в зависимости от концентрации точечных дефектов. Работа поддержана грантом Президента РФ МК-3174.2011.8.

РАСЧЁТ КИНЕТИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА ТЕРМИЧЕСКОЙ ДЕСТРУКЦИИ МЕДНОЙ РУДЫ МЕСТОРОЖДЕНИЯ КУСМУРУН

Кусайынов К.К., Айтпаева З.К., Каримова А.Б., Халикова З.С., Кочегина Е.В., Абсат З.Б.

*Республика Казахстан, Карагандинский государственный университет имени Е.А. Букетова,
karimova_Ab@mail.ru*

CALCULATION OF KINEMATICAL PROPERTIES OF THERMAL DESTRUCTION PROCESS OF COPPER ORES ON KUSMURIN FIELD

Kusainov K.K., Aitpaeva Z.K., Karimova A.B., Khalikova Z.S. Kochegina E.V., Absat Z.B.

Republic of Kazakhstan, Karaganda State University karimova_Ab@mail.ru

In the work there calculated kinematical properties of thermal destruction by origin and processed electrohydraulic effect of copper ore. The calculated rate of constants and activation energies for the copper ore on Kuzmurun field before and after treatment with EGE. This shows that both processes are limited in the kinetic region

Сегодня Казахстан является одной из крупнейших стран мира в области металлургии тяжелых цветных металлов. По производству меди страна входит в первую десятку стран планеты.

Медь – наиболее ценный и один из самых распространенных цветных металлов. Крупнейший потребитель меди – электротехническая промышленность, медь широко применяется в автомобилестроении и строительстве. Поэтому повышение технологического уровня и освоение новых инновационных процессов в этой важнейшей отрасли цветной металлургии имеет стратегическое значение для нашей республики.

Необходимость улучшения параметров руд и концентратов тяжелых цветных металлов, ужесточение требований к экологической защите окружающей среды и увеличение степени утилизации вторичных энергетических ресурсов при достижении комплексности использования сырья и материалов требует разработки научных основ освоения энерготехнологических агрегатов и установок, обеспечивающих оптимальное протекание технологических процессов и обладающих высокой надежностью.

Одним из новых и перспективных направлений в химической промышленности является электрогидравлический эффект Юткина. Электрогидравлический эффект (ЭГЭ) возникает в жидкостях, например в воде, при электрическом разряде в них, и представляет собой электрический взрыв в жидкости, и практически мгновенное выделение энергии в заданной точке. Количество и скорость выделяемой кинетической и тепловой энергии в зоне электрического разряда, зависит от многих причин, в том числе, от параметров электрического разряда и свойств жидкостей [1].

Целью данной работы является определение кинетических параметров процесса термической деструкции исходного и обработанного медной руды электрогидравлическим эффектом.

Метод дифференциального термического анализа позволяет определить потерю массы медной руды как функцию температуры при постоянной скорости нагрева и тем самым установить значение параметров процесса термической модификации. К этим параметрам процесса относятся порядок реакции, константа скорости и энергия активации, характеризующие особенности строения медной руды.

Дифференциально-термический анализ исходной и предварительно обработанной электрогидравлическим эффектом медной руды месторождения Кусмурун был проведен в интервале температур 25 – 1000 °С, в атмосфере воздуха, при скорости нагрева 10°/мин. в платиновых тиглях.

Важнейшим этапом создания основ технологии переработки медьсодержащего сырья с привлечением электрогидроимпульсного эффекта являются кинетические исследования реакции термической диссоциации медной руды.

Расчет системы уравнений проводили с использованием специальной компьютерной программы «Поиск» на основе графической зависимости потери массы от температуры [40]. К точке перегиба проводили касательную и находили значение тангенса угла α , соответствующего значению потери массы в точке перегиба. Далее исходные данные $C_{пер}$, $T_{пер}$, $\left(\frac{dC}{dt}\right)_{T=T_{пер}}$ в базу данных компьютерной программы «Поиск» и находили искомое значение константы, скорости, энергии активации.

Для определения кинетических параметров процесса обогащения медной руды месторождения Кусмурун (исходного и обработанного ЭГЭ) были построены графики зависимости потери массы от температуры по данным ДТА (рисунок 1, 2).

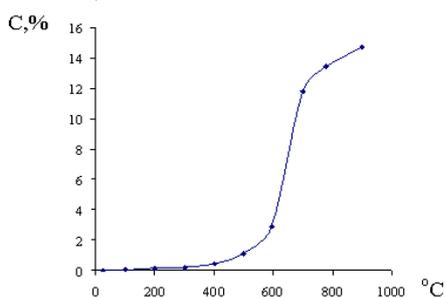


Рисунок 1 График зависимости потери массы от температуры исходной медной руды

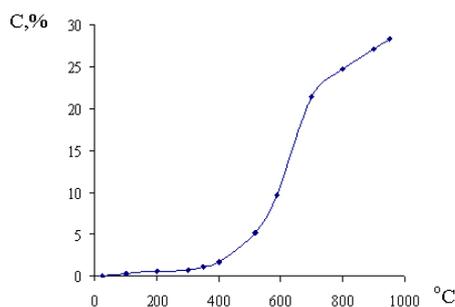


Рисунок 2 График зависимости потери массы от температуры обработанного образца медной руды

Из рисунков видно, что значение потери массы в случае образца руды обработанного ЭГЭ увеличивается почти в 2 раза по сравнению с исходной рудой. Отсюда можно сделать вывод, что обработка руды электрогидроимпульсным эффектом облегчает термическую деструкцию медной руды месторождения Кусмурун. Значительная потеря массы фиксируется при протекании реакции термической диссоциации, а именно при разложении пирита. На данных графиках наблюдается два экстремума, которые можно разделить на два отрезка, первый отвечает за реакции термической диссоциации, второй за реакции окисления. Однако это разделение условное, поскольку в некоторых участках могут параллельно протекать как реакции термической диссоциации так и реакции окисления.

Рассчитанные значения константы скорости и энергии активации для медной руды месторождения Кусмурун до и после обработки ЭГЭ соответственно равны $E_1 = 78,94$ кДж/моль, $k_1 = 1,842 \cdot 10^{-2}$, $E_2 = 52,62$ кДж/моль, $k_2 = 1,228 \cdot 10^{-2}$ и показано, что оба процесса лимитируются в кинетической области.

Список литературы:

1. Ванюков А.В., Уткин М.И. Комплексная переработка медного и никелевого сырья. – Челябинск. 1998. – 400 с

РАСЧЕТНО-ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ОБРЫВА ЛОПАТКИ ПРИ ИСПЫТАНИЯХ КОРПУСОВ ГТД НА НЕПРОБИВАЕМОСТЬ

Лепешкин А.Р., Бычков Н.Г., Ваганов П.А.

*Россия, Центральный институт авиационного моторостроения им. П.И. Баранова,
lepeshkin.ar@gmail.com*

CALCULATED EXPERIMENTAL MODELLING OF BLADE BREAKAGE AT TEST CONTAINMENT GTE CASINGS

Lepeshkin A.R., Bychkov N.G., Vaganov P.A.

The calculated experimental modelling of breakage of driving wheel GTE blades with additional thermal loading of the weakened section of blade on the set frequency of rotation by means of an electroheater located in the loading site (a root part or the lock) of blade is presented. The method of blade breakage consists in redistribution of stresses in the set section of blade at additional thermal loading and in maintenance of quasi-fragile destruction of blade on specified section on the set frequency of rotation of a rotor. The calculated modelling of control breakage of blade is carried out. The offered method of modeling of blade breakage of has been used at carrying out of test containment fan casing of the aviation engine on the spin rig.

При проектировании газотурбинных двигателей (ГТД), установок (ГТУ) и других энергетических машин рассматриваются вопросы непробиваемости корпусов при обрыве лопаток.

Одной из наиболее часто повторяющихся опасных аварийных ситуаций, которые могут привести к катастрофическим последствиям, является обрыв лопаток роторов авиационных ГТД. Поэтому особое значение в обеспечении надежности ГТД имеет локализация обрыва лопаток в пределах корпуса. В случае недостаточной прочности корпуса двигателя оторвавшаяся лопатка может повредить самолет и вызвать катастрофу. По нормативным документам двигатели с недостаточной прочностью корпуса к эксплуатации не допускаются.

Значительный объем работ посвящен разработке подходов к расчетной оценке непробиваемости корпусов, основанных на использовании эмпирических соотношений или расчетов с помощью современных программных комплексов. Предложено также много конструктивных решений, направленных на обеспечение непробиваемости корпусов фрагментами лопаток, благодаря использованию легких лопаток, применению специальных конструкций "жестких" или "податливых" корпусов. Однако из-за сложности прогнозирования траектории оборвавшейся лопатки, условий и последствий взаимодействия этой лопатки с другими деталями двигателя в настоящее время не удастся обойтись без испытаний на непробиваемость корпусов двигателя при обрыве лопатки. В частности, почти каждая программа сертификации двигателя предусматривает проведение испытаний с обрывом рабочей лопатки вентилятора. Нормативными техническими документами предусмотрено, чтобы такое испытание было проведено при обрыве лопатки в требуемом сечении на предельно допустимой в эксплуатации частоте вращения ротора. Вместе с тем в нормативных технических документах отсутствуют рекомендации по методу обрыва лопатки, обеспечивающего выполнение этих требований, а используемые на практике способы обрыва лопатки имеют определенные недостатки, связанные с трудоемкостью, дороговизной, увеличением энергии лопатки в момент обрыва, нарушением траектории полета лопатки и т.д.

Известно несколько способов обеспечения обрыва лопатки на заданной частоте вращения.

Самый известный из них состоит в том, что заданное для разрушения сечение ослабляется многократно до тех пор, пока на контрольных оборотах не произойдет обрыв лопатки. Этот метод трудоемок, ненадежен и практически не применяется.

Известен также способ отделения профильной части рабочей лопатки с помощью взрыва. Указанный способ имеет ряд существенных недостатков, к главным из которых относятся следующие: лопатке при взрыве сообщается дополнительная энергия неопределенного направления и величины в результате чего либо она пробивает, либо не пробивает корпус в условиях, несоответствующих реальным. При этом невозможно дать объективную оценку прочности корпуса как в случае его разрушения, так и в случае его непробиваемости. Вес отделяемой части лопатки может измениться. Кроме того, сложно учесть влияние разброса силы взрыва и момента взрыва каждого заряда на процесс обрыва лопатки на вращающемся объекте. В случае использования ослабленного заряда, не завершающего полного отделения всей лопатки, нагруженной центробежными силами, обрыв сразу обеих стенок замка произойти не может. После обрыва одной из стенок лопатка сразу наклонится в противоположную сторону под действием центробежных сил и импульса силы от давления пороховых газов. Поэтому удар оборвавшейся лопатки о корпус может не соответствовать требованиям нормативных документов. Вероятность пожара при осуществлении этого способа на двигателе высока. Решение о прочности корпуса и необходимых мерах его усиления трудно обосновать при использовании данного способа.

В настоящей работе предложен надежный метод управляемого обрыва лопатки рабочего колеса ГТД с дополнительным термонагружением ослабленного сечения лопатки на заданной частоте вращения с помощью электронагревателя, расположенного в нагружающем участке (корневой части или замке) лопатки [1]. Суть предложенного метода обрыва лопатки заключается в перераспределении напряжений в заданном сечении лопатки при дополнительном ее термическом нагружении и в обеспечении квазихрупкого разрушения лопатки по указанному ее сечению на заданной частоте вращения ротора. В отличие от метода обрыва лопатки с помощью взрыва разработанный авторами метод имеет следующие достоинства: обеспечивает возможность локального увеличения нагрузки в подрезанном сечении лопатки вплоть до её разрушения на требуемой частоте вращения, исключает действие в момент удара лопатки по корпусу дополнительных сил, обеспечивает разрушение лопатки до выбора зазора между лопаткой и корпусом вентилятора на разрушающих частотах вращения и обеспечивает сохранение требуемой массы отделяемой лопатки.

В использовании разработанного метода для дополнительного нагружения ослабленного сечения используется нагрев среднего участка лопатки. Заданное сечение пера лопатки ослабляют поперечным надрезом. При этом удлинение лопатки в момент разрушения не должно превышать зазор между лопаткой и корпусом при заданной частоте вращения.

После выхода ротора на заданную частоту вращения включается нагрев и создается дополнительная термическая нагрузка в подрезанном сечении лопатки, которая суммируется с центробежной силой и обеспечивает обрыв лопатки. Для обрыва роторной лопатки при требуемой частоте вращения в заданном сечении последнее ослаблялось до минимального запаса прочности. Проверка предлагаемого метода управления обрывом рабочей лопатки проводилась на испытательной машине и на разгонном стенде.

Разработаны расчетная методика и конечно-элементная модель лопатки. Проведено расчетное моделирование натурной лопатки в поле центробежных сил с использованием пакета программ ANSYS. В соответствии с расчетной методикой определены расчетные условия обрыва лопатки. Для обрыва лопатки вентилятора на требуемой частоте вращения ее заданное сечение было ослаблено до получения минимального запаса несущей способности при нормальной температуре. С помощью прорезей в ослабленном сечении лопатки образованы нагружающие участки. Вблизи ослабленного сечения лопатки была образована полость для электронагревателя. Получено расчетное распределение температуры и температурных напряжений в области нагревателя, а также напряженно-деформированное состояние в ослабленном сечении лопатки с учетом действия центробежных сил и нагрева. В результате, при нагреве ослабленного сечения лопатки возникают высокие напряжения, которые вызывают потерю несущей способности лопатки и она обрывается.

С помощью полученных расчетных результатов разработанный метод управления обрывом лопатки был использован при проведении испытаний на непробиваемость корпуса вентилятора авиационного двигателя на разгонном стенде. Лопатка оборвалась в заданном сечении от действия центробежной нагрузки на требуемой частоте вращения. Оборвавшаяся лопатка удержана корпусом. В контрольном алюминиевом экране, установленном вокруг корпуса, следов полета фрагментов лопатки не обнаружено.

Успешно проведенные испытания на непробиваемость корпуса вентилятора авиационного двигателя на разгонном стенде показали эффективность метода управляемого обрыва лопаток.

Предложенный метод можно применять при проверке на непробиваемость корпусов роторных машин, газотурбинных и энергетических установок и двигателей.

Литература

1. Патент № 2131626 Россия. Способ испытаний корпуса ротора лопаточных машин на непробиваемость и устройство для его осуществления. ЦИАМ / А.Р. Лепешкин, Н.Г. Бычков // Б.И. – 2007. – № 33.

КОМПЬЮТЕРНАЯ МОДЕЛЬ СИСТЕМЫ Bi-In-Sn ДЛЯ КОНСТРУИРОВАНИЯ МИКРОСТРУКТУР БЕССВИНЦОВЫХ ПРИПОЕВ

Луцык В.И., Воробьева В.П.

Россия, Отдел физических проблем, Бурятский научный центр СО РАН, vluts@pres.bsnet.ru

COMPUTER MODEL OF THE SYSTEM BI-IN-SN FOR LEAD-FREE SOLDERS MICROSTRUCTURE DESIGN

Lutsyk V.I., Vorob'eva V.P.

Russia, Physical Problems Department, Buryat Scientific Centre, SB RAS, vluts@pres.bsnet.ru

Принятые в Европе экологические стандарты требуют использования бессвинцовых технологий. При поддержке Европейского научного фонда издан Атлас Т-х-у диаграмм металлических систем, сплавы которых могут заменить Pb-содержащие припои [1]. Однако бессвинцовые припои могут ухудшить качество изделий микроэлектроники [2]. Поэтому необходимо

искать методы совершенствования их микроструктуры. В этом могут помочь компьютерные модели диаграмм, способные не просто служить инструментом визуализации свойств системы, но и показывать динамику формирования микроструктуры материала путем отслеживания этапов кристаллизации при охлаждении сплава и расчетами соотношений массовых долей выделяющихся фаз.

В Атласе описаны 53 бинарных и 20 образуемых ими тройных систем. Несмотря на то, что при подготовке Атласа была проведена большая работа по термодинамическому согласованию расчетных и экспериментальных данных, в итоге описание каждой тройной системы Атласа свелось только к рисункам проекций ликвидуса, двух-трех изо- и политермических разрезов (к тому же некоторые изоплеты даны фрагментарно) и таблице концентрационных координат реагентов инвариантных реакций. На примере создания компьютерной модели системы Bi-In-Sn можно показать, как готовая модель всей T-x-у диаграммы, включая субсолидус, может строить любые проекции и разрезы с расшифровкой пересекаемых поверхностей и фазовых областей, выполнять расчеты материальных балансов и оценивать количественно и качественно все происходящие в системе фазовые превращения.

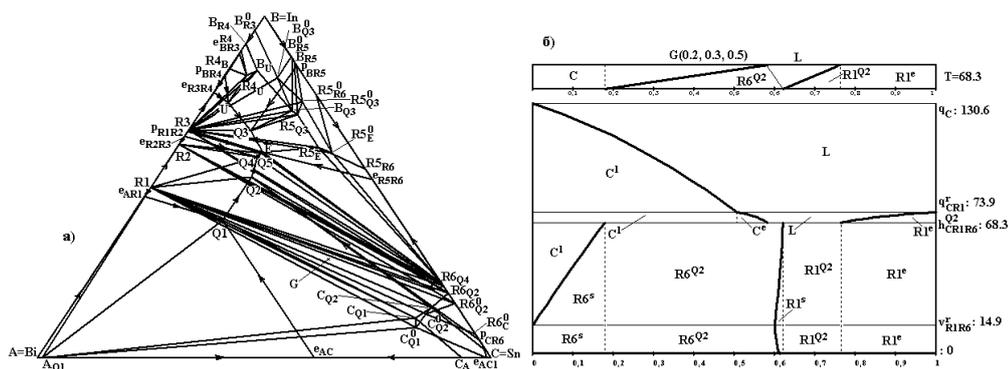


Рис. 1. Проекция компьютерной модели системы Bi-In-Sn (а) и вертикальная диаграмма материального для баланса состава G(0.2, 0.3, 0.5) (б)

Для описания T-x-у диаграммы системы Bi-In-Sn=A-B=C в Атласе приведены, кроме бинарных систем и x-y и T-x(Sn) проекций ликвидуса, изотерма 56°C, изоплета $z_2=z_{In}=0.6$ вблизи инвариантных точек E и Q5 и фрагмент изоплеты $z_1=z_{Bi}=0.2$ от $z_{In}=0.5$ до $z_{In}=0.8$. В системах Bi-In и In-Sn образуются инконгруэнтно плавящиеся соединения: R1, R2, R3, R4 в Bi-In и R5, R6 – в In-Sn. В эвтектической системе Bi-Sn полиморфизм олова проявляется в виде эвтектоидного превращения при низких температурах (порядка 13°C).

По данным о бинарных системах и приведенной в Атласе таблице неинвариантных превращений выясняется список всех фазовых реакций, которые ранжируются по температурному ряду и в соответствии с температурным рядом строится схема моновариантных состояний (трехфазных областей). Это обычная схема фазовых реакций, но дополненная траекториями взаимодействующих фаз. Она позволяет определять границы фазовых областей и контуры всех поверхностей [3, 4].

Все 6 соединений имеют поля ликвидуса (рис. 1,а). Чтобы реконструировать по схеме моновариантных состояний субсолидусную часть T-x-у диаграммы, необходимо учесть эндотермическое разложение бинарного соединения R4 ($e_{R4}^{R4}: R4 \rightarrow B+R3$) и моно- ($e_{AC1}: C \rightarrow A+C1$) и неинвариантные V: $C \rightarrow A+C1+R1$ превращения двух полиморфных модификаций: C и C1. Поэтому к приведенным в Атласе шести инвариантным реакциям Q1-Q5 и E добавляется седьмая V. В итоге, согласно схеме моновариантных состояний, T-x-у диаграмма состоит из 161 поверхности и 61-й фазовой области. Адекватность реконструкции диаграммы подтверждает совпадение изотерм (рис. 2,а) и изоплета (рис. 2,б) Атласа и модели.

Для визуализации результатов расчетов материальных балансов компьютерные модели строят диаграммы материального баланса двух типов: вертикальные - во всем диапазоне температур для заданного состава и горизонтальные - при заданной температуре, которые достраиваются к изоPLETам. Горизонтальная диаграмма материального баланса строится на отрезке MN изоPLETы в виде прямоугольника нормированной высоты и демонстрирует количественные соотношения фаз в пересекаемых разрезом MN фазовых областях. Вертикальная диаграмма материального баланса строится для заданного состава G и показывает, какие фазовые области он пересекает в процессе

кристаллизации и в каких температурных границах, как меняются количественные соотношения сосуществующих в данном температурном интервале фаз. Например, первичная $L \rightarrow C^1$ и эвтектическая $L \rightarrow C^e + R1^e$ кристаллизации компонента С переходят в стадию квазиперитектической реакции $L + C \rightarrow R1^{Q2} + R6^{Q2}$ при $T = 68.3^\circ\text{C}$ (рис. 1,б). Произошедшая в этой реакции перегруппировка фаз завершилась уменьшением количества компонента С, увеличением доли R1 и появлением новой фазы R6 (фрагмент для невариантной реакции на рисунке выведен отдельно). В итоге, после окончания этой реакции состав гетерогенной смеси состоит из первичных кристаллов C^1 , эвтектических $R1^e$, продуктов инвариантной реакции $R1^{Q2}$ и $R6^{Q2}$. Дальнейшим субсолидусным состоянием, судя по диаграмме материального баланса, является трехфазная область, в которой для данного состава выполняется эвтектоидная реакция $C^1 \rightarrow R1^s + R6^s$, так что окончательно состав G попадает в двухфазную область $R1 + R6$ и в его микроструктуре остаются, кроме $R1^s + R6^s$, эвтектические кристаллы $R1^e$ и эвтектоидный конгломерат $R6^{Q2} + R1^{Q2}$. При отсутствии, естественно, диффузионных процессов.

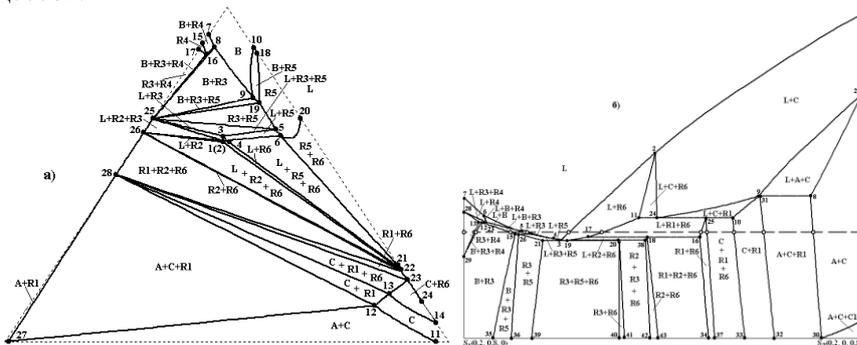


Рис. 2. Воспроизведение компьютерной моделью системы Bi-In-Sn (а) изотермы 56°C (а) и изоплеты $z_{1(Bi)} = 0.2$ (б) Атласа [1] с расшифровкой пересекаемых линий и фазовых областей

Литература:

1. Atlas of Phase Diagrams for Lead-Free Soldering compiled by A. Dinsdale, A. Watson, A. Kroupa, J. Vrestal, A. Zemanova, J. Vizdal. COST 531. European Science Foundation, Brno, Czech Republic: "Vydavatelstvi KNIHAR", 2008. Vol. 1. 289 pp.
2. <http://f5.ru/futurych/post/150825>
3. Lutsyk V.I., Vorob'eva V.P., Nasrulin E.R. T-x-y Diagrams with Primary Crystallization Fields of Low-Temperature Modifications //Crystallography Reports. 2009. Vol. 54. No 7. P. 1289-1299.
4. Lutsyk V.I., Vorob'eva V.P. Computer models of eutectic type T-x-y diagrams with allotropy. Two inner liquidus fields of two low-temperature modifications of the same component //Journal of Thermal Analysis and Calorimetry. 2010. V. 101. No 1. P. 25-31.
5. Lutsyk V.I., Vorob'eva V.P. Heterogeneous Design: Structural Diagrams of Ternary Systems //Materials Research Society Proceedings. 2004. V. 804. P. 321-326.
6. Lutsyk V.I., Vorob'eva V.P. Phase and structural diagrams for inorganic materials microstructures design //Electrochemical Society Proceedings. 2004. V. 2004-11. P. 204-213.

МОДЕЛЬ РАЗРУШЕНИЯ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ВЫСОКИХ СКОРОСТЯХ ДЕФОРМАЦИИ РАСТЯЖЕНИЯ

Майер А.Е.

Россия, Челябинский государственный университет, mayer@csu.ru

FRACTURE MODEL FOR CRYSTALLINE MATERIALS AT HIGH RATES OF TENSILE STRAINS

Mayer A.E.

A model of tensile fracture is presented, which is applicable for crystalline materials in wide range of strain rates and in wide range of temperatures. It considers the stage of voids nucleation, using thermal-fluctuation approach, and the stage of voids growth, using the Lagrange equation for voids. Voids are assumed to be penny-shaped opening-mode micro-cracks; plastic relaxation in crack vicinity is taken into account. It is shown, that there are two regions with different slope in the strain rate dependence of strength: in the first one (at strain rate $< 10^8 \text{ s}^{-1}$) voids are nucleated in defective zones, and strength grows up fast with strain rate; in the second one (at strain rate $> 10^8 \text{ s}^{-1}$) number of defective zones becomes insufficient, voids are nucleated in undefected material, and the strength growth is decelerated.

При высокоскоростном соударении [1], при воздействии на материалы интенсивного лазерного, либо электронного облучения [2] в материале мишени генерируются ударные волны. Отражение ударных волн от свободных поверхностей приводит к появлению растягивающих напряжений, способных разрушить материал мишени [1,2]. Данные процессы характеризуются высокими скоростями деформации – от 10^4 c^{-1} до 10^9 c^{-1} .

В работах [3,4] нами была предложена модель разрушения кристаллического материала, рассматривающая термофлуктуационное образование и последующий рост микротрещин, влияние ансамбля микротрещин на действующие в материале напряжения. В [3,4] образование микротрещин рассматривалось в однородном материале. Здесь эта модель обобщена путем учета дефектных, изначально ослабленных, частей материала. В одномерном случае система уравнений модели выглядит следующим образом:

$$\frac{d\rho}{dt} = -\rho \left(\frac{\partial v}{\partial z} + \frac{dW_{zz}}{dt} \right), \quad \rho \frac{dv}{dt} = \frac{\partial \sigma_{zz}}{\partial z}, \quad (1)$$

$$\rho \frac{dU}{dt} = -P \left(\frac{\partial v}{\partial z} + \frac{dW_{zz}}{dt} \right) + \frac{3}{2} S_{zz} \frac{dw_{zz}^D}{dt} + \frac{\partial}{\partial z} \left(\kappa \frac{\partial T}{\partial z} \right), \quad (2)$$

$$\sigma_{zz} = -P(\rho, U) + S_{zz}, \quad S_{zz} = \frac{4G}{3} (u_{zz} + W_{zz}) - 2G w_{zz}^D, \quad (3)$$

$$\frac{du_{zz}}{dt} = \frac{\partial v}{\partial z}, \quad \frac{dW_{zz}}{dt} = -\frac{1}{(1-\alpha)} \frac{d\alpha}{dt}, \quad \alpha = n \cdot \left(2\pi R^3 \frac{\sigma_{zz}}{G} \right), \quad (4)$$

$$\frac{dn}{dt} = \frac{c_i}{16R_{cr}^4} \frac{\left[\exp\left(-\frac{2\pi\gamma R_{cr}^2}{3k_B T}\right) - \exp(-\gamma/\Delta\gamma) \right]}{\left[1 - \frac{2\pi\Delta\gamma R_{cr}^2}{3k_B T} \right] \cdot \left[1 - \exp(-\gamma/\Delta\gamma) \right]}, \quad (5)$$

$$\frac{d^2 R}{dt^2} = \frac{6\sigma_{zz}}{\rho R} - \frac{4(\gamma + \gamma')G}{\rho R^2 \sigma_{zz}} - \frac{3}{2R} \left(\frac{dR}{dt} \right)^2, \quad (6)$$

$$R_{cr} = (2G \cdot \gamma) / (3\sigma_{zz}^2), \quad \gamma' = \frac{\rho}{2} (b\rho_D c_i) R^2 \frac{dR}{dt}, \quad (7)$$

где ρ и v – массовые плотность и скорость среды; U – удельная внутренняя энергия; T – температура; κ – коэффициент теплопроводности; P – давление, S_{zz} – девиатор напряжений; G – модуль сдвига; u_{zz} – геометрическая деформация, вызванная макроскопическим движением среды;

w_{zz}^D – пластическая деформация, рассчитываемая по дислокационной модели [5]; W_{zz} – деформация материала, связанная с ростом трещин; α – объемная доля трещин; R – средний радиус микротрещин; R_{cr} – критический радиус микротрещин (трещины с $R > R_{cr}$ растут); n – концентрация микротрещин; c_t – поперечная скорость звука; ρ_D – скалярная плотность дислокаций; b – модуль вектора Бюргерса. Параметрами модели являются γ – удельная свободная поверхностная энергия берегов трещины и $\Delta\gamma$ – параметр распределения дефектных областей материала по степени дефектности (это распределение предполагается экспоненциальным).

Для верификации модели и выбора параметров γ и $\Delta\gamma$ рассматривалось растяжение одной счетной ячейки с постоянной скоростью деформации. Результаты расчётов для меди в сравнении с экспериментальными данными и результатами молекулярно-динамического моделирования приведены на рис. 1. Для меди было выбрано $\Delta\gamma = 0.03 \text{ Дж/м}^2$, $\gamma = 1 \text{ Дж/м}^2$ – для монокристаллов и $\gamma = 0.6 \text{ Дж/м}^2$ – для поликристаллов.

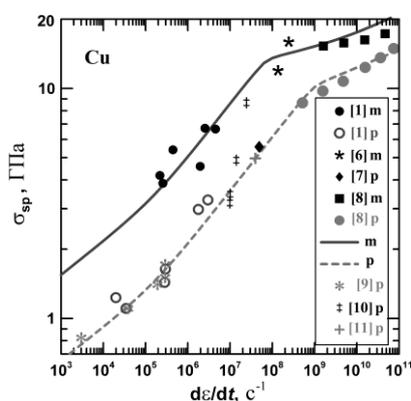


Рис. 1. Зависимость откольной прочности меди от скорости деформирования. Маркеры – экспериментальные данные и молекулярно-динамическое моделирование. Линии – наши расчёты. Обозначения: «m» – монокристаллы, «p» – поликристаллы.

Для ряда металлов было показано, что модель хорошо описывает зависимость откольной прочности от скорости деформирования (в диапазоне от 10^3 с^{-1} до 10^{11} с^{-1}) и температуры (в диапазоне от комнатной температуры до температур, близких к температуре плавления).

В зависимости откольной прочности от скорости деформирования выделяются две различные области, соответствующие режиму гетерогенной (при скорости деформации $< 10^8 \text{ с}^{-1}$) и гомогенной (при скорости деформации $> 10^8 \text{ с}^{-1}$) нуклеации микротрещин. В первом режиме дефектные (ослабленные) зоны материала играют важную роль в разрушении. Во втором режиме количество дефектных зон становится недостаточным, трещины начинают образовываться в однородных областях материала, рост откольной прочности замедляется.

Список литературы:

- [1] Канель Г.И., Фортов В.Е., Разоренов С.В. // УФН. 2007. Т. 177, В. 8. С. 809-830.
- [2] Dudarev E.F., et al. // Russian Physics Journal. 2009. V. 52 (3), P. 239-244.
- [3] Майер А.Е. // Вестн. Челяб. гос. ун-та. 2010. № 12 (193). Физика. В. 7. С. 12-20.
- [4] Mayer A.E., Krasnikov V.S. // Engng Fract. Mech. 2011. V. 78 (6). P. 1306-1316.
- [5] Krasnikov V.S., Mayer A.E., Yalovets A.P. // Int. J. Plasticity. 2011. V. 27 (8) P. 1294-1308.
- [6] Moshe E., et al. // Appl. Phys. Lett. 2000. V. 76. P. 1555-1557.
- [7] Progress in shock compression of condensed matter-1991. New-York: Elsevier, 1992. 825 p.
- [8] Куксин А.Ю., Стегайлов В.В., Янилкин А.В. // ФТТ. 2008. Т. 50, В.11. С. 2069-2075.
- [9] Holian K.S. T-4 Handbook of Material Properties Data Bases, LA-10160-MS, Los Alamos, 1984.
- [10] Moshe E., et al. // J. Appl. Phys. 1998. V. 83 (8). P. 4004-4011.
- [11] Magnetic Properties of Amorphous Metals. Elsevier Science, Amsterdam, 1987. p. 139.

РАЗРУШЕНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МИШЕНИЙ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ СИЛЬНОТОЧНЫХ ЭЛЕКТРОННЫХ ПУЧКОВ: ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ

Майер П.Н., Майер А. Е.

Россия, Челябинский государственный университет, polina.nik@mail.ru, mayer@csu.ru

METAL TARGET FRACTURE UNDER THE ACTION OF HIGH-CURRENT ELECTRON BEAM: NUMERICAL SIMULATION

Mayer P.N., Mayer A.E.

Deformation and fracture of metal targets under the action of high-current electron beams are numerically investigated in 2D cylindrical geometry. Plastic deformations are treated through dislocation dynamics. Fracture of solid material is described by development of micro-cracks ensemble. Fracture takes place on front and rear surfaces of irradiated target at sufficient intensity of irradiation. Shortening of irradiation pulse at fixed energy leads to greater damage of target. Using of narrow and short-pulse beam allows obtaining of a reach-through hole in target without evaporation of substance.

Облучение твердотельных мишеней интенсивными потоками ускоренных заряженных частиц является одним из методов быстрого ввода энергии в вещество. В результате передачи энергии от быстрых частиц пучка вещество мишени переходит в неравновесное состояние, резко растёт температура вещества. Облучение вызывает генерацию и распространение в мишени волн напряжений, которые, в свою очередь, могут приводить к структурным превращениям в веществе [1,2], к деформации и разрушению мишени [3-5]. В настоящее время имеется большое количество экспериментальных работ, в которых исследуется воздействие на твердотельные мишени интенсивных потоков ускоренных заряженных частиц, в частности, протекающие при этом процессы разрушения мишеней. В то же время, актуальной является проблема построения теоретических моделей и проведения численных исследований.

Численные исследования проводились в двумерной осесимметричной постановке. Двумерные эффекты становятся существенными, когда толщина мишени сопоставима или превышает радиус пучка. Математическая модель представляла собой систему уравнений механики сплошной среды, дополненную уравнениями динамики и кинетики дислокаций (для описания пластической деформации) и кинетики микроскопических очагов разрушения (для описания разрушения материала под действием растягивающих напряжений). Использовалась дислокационная модель пластичности [6,7] и модель разрушения [8,9]. Действие пучка электронов описывалось посредством объемного источника энерговыделения, для нахождения распределения мощности дозы в мишени решалось кинетическое уравнение для быстрых электронов методом [10]. Уравнения механики сплошной среды решались методом [11].

Численно исследована задача воздействия на металлические мишени электронного пучка конечного радиуса. Полученные результаты качественно и количественно соответствуют экспериментам [3-5] по облучению медных и алюминиевых мишеней на установке СИНУС-7. Исследована картина пластической деформации и разрушения в мишени для различных длительностей импульса облучения.

В зависимости от условий облучения разрушение вещества мишени вблизи облучаемой поверхности (абляция) может происходить либо в результате формирования двухфазной области жидкость-пар, либо в твёрдой фазе за счёт развития ансамбля микроповреждений. С увеличением длительности импульса облучения механизм разрушения в твёрдой фазе становится менее эффективным. При достаточной плотности мощности пучка генерируемая облучением ударная волна может вызвать откол тыльной поверхности мишени при отражении от неё.

Рассмотрим режим облучения, сопровождающийся испарением вещества на облучаемой поверхности. Пример рассчитанного поля массовой плотности приведен на рис. 1. Быстрые частицы пучка нагревают вещество вблизи облучаемой (левой) поверхности мишени. Здесь происходит плавление и испарение вещества, образуется плазменный факел, который начинает интенсивно расширяться. На облучаемой поверхности образуется лунка абляции, что мы и видим слева на рис. 1.

С удалением от центра пучка плотность тока и, следовательно, температура вещества в зоне энерговыделения падает. Падает так же интенсивность разлёта нагретого вещества. Энерговыделение электронов в веществе носит объёмный характер, причём максимум функции энерговыделения лежит внутри облучаемого слоя вещества. В результате, внутренние слои мишени разогреваются до более высоких температур, чем поверхность. Это приводит к образованию на краю лунки абляции твёрдой кромки, отгибаемой разлетающимся веществом мишени (рис. 1).

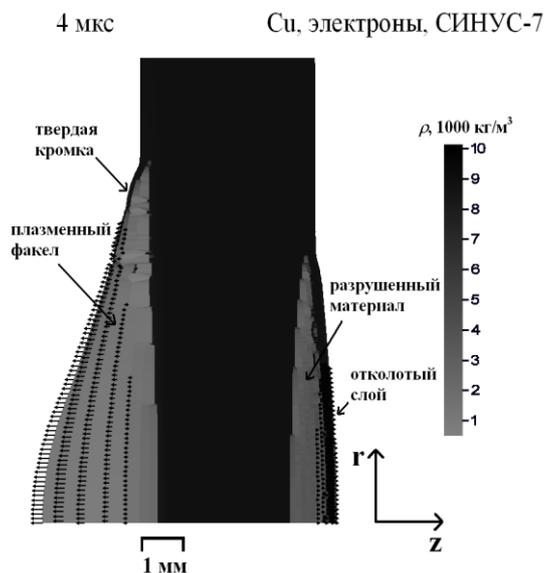


Рис. 1. Облучение 4 мм медной мишени электронным пучком с параметрами, соответствующими установке СИНУС-7 [3-5]. Результаты расчётов. Распределение массовой плотности и поле векторов массовой скорости на момент времени 4 мкс.

В приведенном примере возбуждаемая облучением ударная волна с начальной амплитудой порядка 5 ГПа вызывает откол тыльной поверхности мишени. От тыльной поверхности начинает отделяться конденсированный отколотый слой, отделённый от основной массы мишени областью разрушенного материала, состоящего из отдельных конденсированных фрагментов и пустот.

Сокращение длительности импульса облучения при фиксированной полной энергии приводит к росту поврежденной области мишени.

Так же численно исследовано сквозное пробивание металлической мишени узким сильноточным электронным пучком. Эффективное сквозное пробивание возможно при таких энергиях электронов, при которых пробеги частиц в материале мишени составляют порядка толщины мишени. Получающееся при этом отверстие, к сожалению, обладает неправильной формой, что должно препятствовать использованию данного явления в технологических целях.

Список литературы:

- [1] Бойко В.И., Валяев А.Н., Погребняк А.Д. // УФН. 1999. Т. 169, № 11. С. 1243-1271.
- [2] Pauleau Y. Materials Surface Processing by Directed Energy Techniques. Elsevier, 2006.
- [3] Markov A.B., Kitsanov S.A., Rotshtein V.P., et al. // Russ. Phys. J. 2006. V. 49 (7), P. 758-765.
- [4] Dudarev E.F., Markov A.B., Tabachenko A.N., et al. // Russ. Phys. J. 2007. V. 50 (12), P. 1205-1211.
- [5] Dudarev E.F., Markov A. B., Bakach G. P., et al. // Russ. Phys. J. 2009. V. 52 (3), P. 239-244.
- [6] Красников В.С., Куксин А.Ю., Майер А.Е., Янилкин А.В. // ФТТ. 2010. Т. 52. В. 7. С. 1295-1304.
- [7] Krasnikov V.S., Mayer A.E., Yalovets A.P. // Int. J. Plasticity. 2011. V. 27 (8) P. 1294-1308.
- [8] Майер А.Е. // Вестн. Челяб. гос. ун-та. 2010. № 12 (193). Физика. В. 7. С. 12-20.
- [9] Mayer A.E., Krasnikov V.S. // Engng Fract. Mech. 2011. V. 78 (6). P. 1306-1316.
- [10] Evdokimov O.B., Yalovets A.P. // Nucl. Sci. Engin. 1974. V. 55. P. 67 - 75.
- [11] Яловец А.П. // ПМТФ. 1997. № 1. С. 151-166.

MATHEMATICAL DESIGN OF MECHANICAL BEHAVIOUR OF COMPOSITE FUNCTIONALLY GRADED STRUCTURES

Marinova D.

Технический Университет – София dmarinova@dir.bg

The paper reviews the modelling of intelligent structures as controlled energy active systems. The structure composite couples functionally graded material and longitudinally piezoelectric fibre reinforced composite for actuating. A control based on feedback concept is available for shape regulating. The optimal selection of the actuation position is considered. Numerical simulations are presented.

The laminated composite structures are new generation materials. The piezoelectric materials are used for their shaping. Mathematical models are necessary for investigation [1]. The detrimental effect in such structures can be avoided using functionally graded materials (FGM) with smooth variation of material properties across the thickness [2]. The finite element method (FEM) is useful approach for investigating of FGM structures. The main drawback of the existing monolithic piezoelectric materials is their low control authority. A new concept of longitudinally piezoelectric fibre reinforced composite (PFRC) materials is proposed [3].

This paper presents a generalized share deformable FEM model for thin FGM plates integrated with PFRC distributed actuators. The extended Mindlin theory is used. A shaping problem is formulated for the developed model. The locations and configurations of the PFRC patches and as well the amount of actuation energy are studied. The optimal shaping is investigated using a global genetic optimization procedure. The numerical solution is done within MATLAB.

We consider a symmetric, simply supported rectangular FGM plate with a PFRC layer perfectly bonded on it. The PFRC fibers are horizontally reinforced and are oriented at angle $\mathbf{0}$ with respect to the x -axis. First order shear deformation theory for the displacements is used:

$$u(x, y, z) = u_0(x, y) + z\theta_x(x, y) \quad v(x, y, z) = v_0(x, y) + z\theta_y(x, y) \quad w(x, y, z) = w_0(x, y). \quad (1)$$

$u_0(x, y), v_0(x, y), w_0(x, y)$ are generalized displacements and θ_x, θ_y are generalized rotational angles. The displacement vector has three translational and two rotational d.o.f.. For the strains we obtain:

$$\{\varepsilon\} = \{\varepsilon_b^T, \varepsilon_s^T\}^T, \quad \{\varepsilon_b\} = \{\varepsilon_{br}\} + z\{\varepsilon_{br}\}, \quad \{\varepsilon_s\} = \{\varepsilon_{sr}\} + z\{\varepsilon_{sr}\} \quad (2)$$

The stress vector $\{\sigma\} = \{\sigma_s, \sigma_t\}$ is split as well in in-plane and out-of-plane parts. The constitutive equations for the FGM core are represented by its in-plane and out-plane parts

$$\{\sigma_b^c\} = [C_b^1]\{\varepsilon_b^c\} \quad \text{and} \quad \{\sigma_s^c\} = [C_s^1]\{\varepsilon_s^c\} \quad (3)$$

The FGM core is isotropic, inhomogeneous and its Young's modulus is an exponential function of z .

The constitutive equations for PFRC layer with linear in z direction potential function and no stresses due to electro-mechanical coupling are:

$$\{\sigma_b^p\} = [C_b^2]\{\varepsilon_b^p\} - [e_b]\{E\}, \quad \{\sigma_s^p\} = [C_s^2]\{\varepsilon_s^p\} - [e_s]\{E\}, \quad \{d\} = [e_b]^T\{\varepsilon_b^p\} + [e_s]^T\{\varepsilon_s^p\} + [\psi]\{E\} \quad (4)$$

The total potential energy of the FGM plate coupled with the PFRC layer is

$$T_p = \frac{1}{2} \left[\int_V [\{\varepsilon_b^c\}^T \{\sigma_b^c\} + \{\varepsilon_s^c\}^T \{\sigma_s^c\}] dv + \int_V [\{\varepsilon_b^p\}^T \{\sigma_b^p\} + \{\varepsilon_s^p\}^T \{\sigma_s^p\}] dv - \int_V \{E\}^T \{d\} dv \right] - \int_A \{d\}^T \{f\} dA$$

For Finite Element Method discretization of the plate we use eight node isoparametric quadrilateral elements with five d.o.f. For the translational and rotational parts of the i -th node's displacement of an element with the corresponding shape functions in Eq (1), and differentiating the displacement vector we find the strains.

$$\{\varepsilon_b\} = [D_{tb}]\{d_t^*\} + [D_{rb}]\{d_r^*\} \quad \{\varepsilon_s\} = [D_{ts}]\{d_t^*\} + [D_{rs}]\{d_r^*\} \quad (5)$$

Further we obtain the generalized electric potential at any point and the electric field vector:

$$\Phi_0 = [N]\{\Phi_0^*\} \quad \{E\} = [Z_p][B_p]\{\Phi_0^*\}. \quad (6)$$

$[B_p] = \{[\partial n_i / \partial x, \partial n_i / \partial y, n_i]^T\}_{i=1:8}$, $[Z_p] = (1/h_p) \text{diag}\{z + h/2, z + h/2, 1\}$. Using Eq. (1,3,4,5) we obtain the total potential energy of an element. With the principle of total minimum potential energy, we

obtain the equilibrium system of equations of one finite element. The assembling of these equations leads to the system of linear static equations. After imposing the boundary conditions and excluding the rotational d.o.f. we obtain the global equilibrium equations in term of the global translational d.o.f.

$$[K]\{X_t\} = [F_{tp}^*]\{\Phi_0^*\} \quad ([K] = [K_t^*] - [K_{tr}^*][K_{rr}^*]^{-1}[K_{rt}^*], [F_{tp}^*] = [F_{tp}^*] - [K_{tr}^*][K_{rr}^*]^{-1}[F_{rp}^*]) \quad (7)$$

The mass matrix of an element can be expressed with an integral of the density $\rho(x, y, z)$ over the element's volume approximated with the shape functions. Coupling the element matrices we obtain the mass matrix $[M]$ and the dynamics equation for the plate in the form

$$[M]\{\ddot{X}_t\} + [K]\{X_t\} = [F_{tp}]\{\Phi\} + \{F\} \quad (\{\ddot{X}_t\} - \text{accelerations}) \quad (8)$$

Dealing with smart structures two general problems are met: design and locations of PZT material and what voltage to apply on it. The paper studies the influence of the number and the positions of the PFRC patches as well as the dependence of the applied charge under Eq. (8) for reducing the elastic deformation of the plate shape. Only some of the elements are equipped with piezoelectric layers. A uniform vertical load is applied on the upper surface of the plate. The set of the patches and their orientation are shown in Fig. 1. On Fig. 2 and 3 the reduction of the plate deformation is shown for different combinations of the activate voltages of the piezoelectric.

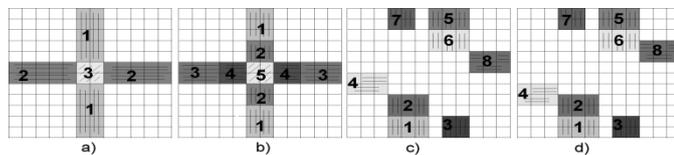


Figure 1. Configurations of piezoelectric patches

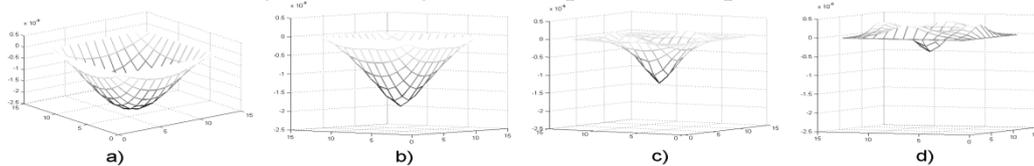


Figure 2. a) No voltage; b) 50V - to 1, 2; c) 100V - to 1,2,3; d) 120V - to 1,2 and 100V - to 3.

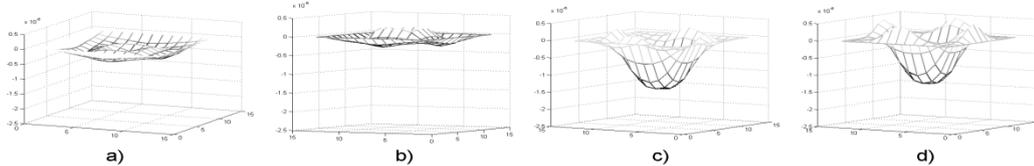


Figure 3. a) 150V to 2,4 and 100V to 5; b) 180V to 2,4 and 100V to 5; c) 120V to 1,3 and 100V to 5; d) 200V to 1,3 and 100V to 5

Let the number and location of the piezoelectric patches chosen heuristically are constant. The aim is to find the optimal voltages that decrease optimally the elastic shape deformation by minimizing a specified error function. Float-number encoding in GA optimization procedure is used in this work. The problem is to minimize the vertical coordinates of the displacements $\{X_t\}$. The desired state is the flat equilibrium and the following error function is chosen:

$$err = \log(k\|z\|^2), \quad k = 10^{12}$$

Five piezoelectric patches arranged as in Fig. 1b) are used in the numerical experiments.

Firstly, we solve the optimization problem for a plate with constant through the thickness host layer properties and the piezoelectric patches configuration as in Fig. 1b). The result for the optimal voltage applied to every PFRC actuator obtained with MATLAB GA Toolbox using the default values with a population size equal to 100 and 67 generations is shown in the Table 1:

Patch type	1	2	3	4	5	Patch type	1	2	3	4	5
Optimal V	42.1	81.5	42.1	81.5	118.2	Optimal V	61.5	142.7	60.2	88.4	193.7

Table 1. $err = -3.4338$, $E = const$

Table 2.: $err = -5.3815$, $E_{top}/E_{bottom} = 10$

In the case of nonconstant stiffness with ratio $E^{top}/E^{bottom} = 10$ the best solution for the optimal applied charge is achieved in 57 generations reported in Table 2.

References:

[1]D. Saravanos, and P.R. Heyliger: J. App. Mech. Vol. 52 (1999), pp. 305–320.

[2]M. Koizumi: J. Ceramic Transaction, Vol. 34(1993), pp. 3–10.

[3]N. Mallik, and M.C. Ray: J. AIAA, Vol. 41 (2003), pp. 704–710.

ТРЕЩИНА КАК ЧАСТНЫЙ СЛУЧАЙ ВЫРЕЗА В ЗАДАЧАХ МЕХАНИКИ РАЗРУШЕНИЯ

Матвиенко Ю.Г.

Россия, Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН matvienko7@yahoo.com

A CRACK AS A SPECIAL CASE OF A NOTCH IN FRACTURE MECHANICS PROBLEMS

Matvienko Yu.G

The notch failure assessment diagram and the J-integral evaluation for U- and V-blunt notches under Mode I loading and materials obeying a power hardening law are based on the concept of notch fracture mechanics. Effects of constraint were incorporated into the basic equations which describe the constraint-dependent fracture toughness and failure assessment diagrams for various structural elements with a crack/notch and various types of loading. It was shown that a crack can be considered as a special case of a notch. The load separation method has been employed to measure the notch fracture toughness using non-standard specimens with notches.

Адаптация моделей и критериев механики разрушения к описанию деформирования и разрушения тел с надрезами и вырезами позволяет устранить существующий разрыв между подходами классической механики разрушения и подходами, основанными на коэффициентах концентрации напряжений, используемых для описания деформирования и разрушения тел с концентраторами напряжений. Проиллюстрируем вышесказанное на параметрических и критериальных задачах механики разрушения тел с надрезами, основанных на концепциях J-интеграла и диаграмм трещиностойкости, и покажем предельный переход от выреза к трещине.

Следует отметить, что количество аналитических решений для оценки J-интеграла весьма ограничено и, главным образом, относится к телам с трещиной. Сведения путь интегрирования к контуру вершины (в виде полуокружности радиуса ρ) U-образного выреза, свободному от напряжений, получаем простую формулу J-интеграла в виде $J = \int_{-\pi/2}^{\pi/2} W(\theta)\rho \cos(\theta)d\theta$.

Для установления общего закона распределения плотности энергии деформации $W(\theta)$ на контуре вершины тупых U- и V-образных вырезов (симметричных надрезов) в пластине при одноосном растяжении был проведен многопараметрический МКЭ анализ [1]. В расчетах варьировали остроту вырезов и надрезов в широком диапазоне l/ρ ($l/\rho = 4, 10, 25, 60, 150$ и 400) с исходными углами раскрытия V-образных вырезов (надрезов) $0 \leq 2\alpha \leq 135^\circ$. Кроме того, исследовали эффект монотонно прикладываемых напряжений σ ($\sigma/\sigma_T = 0,2; 0,4; 0,6$ и $0,8$) и показателя деформационного упрочнения n материала на характер распределения $W(\theta)$. Таким образом, МКЭ анализ позволил установить общий аналитический вид распределения плотности энергии деформации $W(\theta) = W_{\max} \cos^\delta(\theta)$ на контуре вершины вырезов и надрезов конечной остроты l/ρ .

Здесь θ - угловая координата на контуре вершины выреза в полярной системе координат с полюсом в центре окружности выреза, W_{\max} - максимальная плотность энергии деформации на поверхности вершины выреза, рассчитываемая аналитически для линейно упругого или нелинейно

упрочняющегося материала, δ - показатель степени, аналитические формулы для которого приведены в [1, 2]. Показано, что показатель степени в распределении плотности энергии деформации зависит от вида U- и V-образных вырезов (надрезов), их остроты и исходного угла раскрытия V-образного выреза (надреза), но не зависит от приложенных напряжений и деформационного упрочнения материала. Кроме того, при увеличении остроты $l/\rho \rightarrow \infty$ показатель δ имеет тенденцию стремления к единице, т.е. к распределению плотности энергии деформации для острых U-образных вырезов и надрезов [3]. Отметим, хорошее соответствие результатов оценок J-интеграла аналитическим и численным методами (рис. 1).

Таким образом, предложенные аналитические формулы [1, 2] расчета J-интеграла для линейно упругих и нелинейно упрочняющихся тел с вырезами и надрезами представляются достаточно эффективными в инженерных расчетах предельного состояния как тел с тупыми вырезами (надрезами), так и трещинами. При этом использование критерия разрушения $J = J_{\rho,c}$ предполагает экспериментальное определение упругопластической трещиностойкости $J_{\rho,c}$ при наличии надреза.

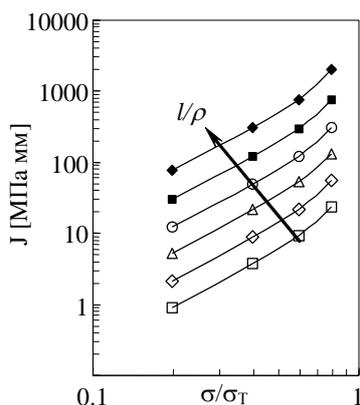


Рис. 1. Сопоставление результатов расчета J-интеграла по аналитической формуле с результатами МКЭ анализа в случае нелинейно упрочняющейся стали AISI 1045: U-образный центральный вырез с отношениями l/ρ , равными 4, 10, 25, 60, 150, 400.

Экспериментальная методика определения упругопластической трещиностойкости $J_{\rho,c}$ при наличии вырезов или трещин на нестандартных образцах или элементах конструкции основана на концепции сепарабельных функций [3, 4] и проиллюстрирована на нестандартных криволинейных компактных образцах и образцах с V-образными надрезами при испытании на трехточечный изгиб.

Рассмотрены две возможные модели и критериальные уравнения механики разрушения тел с вырезами, учитывающие несингулярные члены разложений напряжений у вершины выреза (трещины) и основанные на диаграммах трещиностойкости и мастер кривой. Приведено критериальное уравнение обобщенной диаграммы трещиностойкости, одинаково приемлемой для тела с трещиной и вырезом и учитывающей изменение степени стеснения деформаций у вершины выреза в результате конечности радиуса скругления его вершины и несингулярной составляющей напряжений (T -напряжений) [3, 5, 6]. Рассматривая трещину как специальный случай выреза ($K_t \rightarrow \infty$), вязкость разрушения при наличии выреза переходит в вязкость разрушения при наличии трещины, и становится справедливым критериальное уравнение для тела с трещиной. Различие этих двух случаев (вырез или трещина) обусловлено лишь различием в вычислении вязкости разрушения и положением соответствующей отображающей точки на обобщенной диаграмме трещиностойкости.

Безусловно, модели и критериальные уравнения классической механики разрушения тел с трещинами, адаптированные к анализу деформирования и разрушения тел с вырезами и надрезами, будут способствовать унификации моделей, критериев и методов расчета элементов машин и конструкций как с тупыми вырезами и надрезами, так и с трещинами.

Литература:

1. Berto F., Lazzarin P., Matvienko Yu.G. J-integral evaluation for U- and V-blunt notches under Mode I loading and materials obeying a power hardening law// International Journal of Fracture. 2007. Vol. 146. P. 33-51.

2. Матвиенко Ю.Г. Подходы механики разрушения в анализе деформирования и разрушения тел с вырезами и надрезами// Проблемы машиностроения и надежности машин. 2008. № 5. С. 64-72.
3. Матвиенко Ю.Г. Модели и критерии механики разрушения. М.: ФИЗМАТЛИТ. 2006. 328 с.
4. Капель Ж., Матвиенко Ю.Г., Плювинаж Г. Вязкость разрушения и водородное охрупчивание труб при наличии надрезов// Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2009. № 3. С. 43-48.
5. Матвиенко Ю.Г. Критерий осреднения напряжений В.В. Новожилова и диаграммы трещиностойкости// Труды ЦНИИ им. акад. А.Н. Крылова. 2010. Вып. 53.1 (337). С. 93-98.
6. Matvienko Yu.G. Development of models and criteria of notch fracture mechanics//Structural Integrity and Life. 2011. V. 11, № 1. P. 3-7.

ЧАСТИЧНОЕ ЗАКРЫТИЕ ПЕРИОДИЧЕСКОЙ СИСТЕМЫ ТРЕЩИН В ИЗОТРОПНОЙ СРЕДЕ, УСИЛЕННОЙ СИСТЕМОЙ СТРИНГЕРОВ

Мир-Салим-заде М.В.

*Азербайджан, институт математики и механики НАН Азербайджана
e-mail: mir-salim-zade@mail.ru*

PARTIAL CLOSURE OF THE PERIODIC SYSTEM OF CRACKS IN ISOTROPIC MEDIUM REINFORCED BY SYSTEM OF STRINGER

Mir-Salim-zada M.V.

An isotropic medium containing a system of foreign transverse rectilinear inclusions is considered. Such a medium can be interpreted as an infinite plate strengthened with a regular system of ribs (stringers) whose cross section is a very narrow rectangle. The medium is weakened by a periodic system of rectilinear cracks. The action of the stringers is replaced by unknown equivalent concentrated forces at the points of their connection with the medium. The stress state in the case where crack faces come into a partial contact is considered.

Рассмотрим упругую изотропную среду, армированную регулярной системой поперечных стрингеров (неограниченную пластину, усиленную регулярной системой ребер). Среда подвергается на бесконечности однородному растяжению и ослаблена периодической системой прямолинейных трещин. Армирующие элементы, вызывая зоны сжимающих напряжений, уменьшают деформацию растягиваемой пластины в направлении перпендикулярном трещине, в связи с чем уменьшается коэффициент интенсивности напряжений в окрестности концов трещин. Под действием внешней растягивающей нагрузки σ_0 и сосредоточенных сил P_{mn} ($m, n = \pm 1, \pm 2, \dots$), приложенных в центрах точек крепления стрингеров, в области сжимающих напряжений берега трещин на некотором участке войдут в контакт. Это будет способствовать появлению контактных напряжений на данном участке. Неизвестный размер зоны контакта сравним с длиной трещины и, как и неизвестные контактные напряжения $\sigma_y = q(x)$, должен быть определен при решении краевой задачи механики разрушения.

Были приняты следующие допущения:

Все точки крепления одинаковы, их радиус (площадка сцепления) мал по сравнению с расстоянием между ними и другими характерными размерами. При этом точки крепления расположены по всей длине стрингера на одинаковом расстоянии друг от друга и симметрично относительно поверхности пластины.

Ослабление стрингеров вследствие наличия точек крепления не учитывается.

Листовой элемент и стрингеры взаимодействуют в одной плоскости и только в точках крепления.

В тонкостенном листовом элементе реализуется плоское напряженное состояние.

Взаимодействие пластины и стрингера моделируется неизвестными сосредоточенными силами, приложенными в точках крепления.

Граничные условия на берегах трещины имеют вид

$$\text{в зоне контакта} \quad \sigma_y^+(x,0) = \sigma_y^-(x,0) = q(x); \quad v^+(x,0) - v^-(x,0) = 0 \quad (1)$$

$$\text{вне зоны контакта} \quad \sigma_y^+(x,0) = \sigma_y^-(x,0) = 0; \quad \tau_{xy}^+(x,0) = \tau_{xy}^-(x,0) = 0$$

где верхними индексами «+» и «-» отмечены граничные значения, принимаемые соответственно на верхнем и нижнем берегах трещин.

На основании формул Колосова-Мусхелишвили и граничных условий задача сводится к определению двух аналитических функций $\Phi(x)$ и $\Psi(x)$ из краевого условия

$$\Phi(x) + \overline{\Phi(x)} + \overline{\Phi'(x)} + \overline{\Psi(x)} = \begin{cases} 0 & \text{вне зоны контакта} \\ q(x) & \text{в зоне контакта} \end{cases} \quad (2)$$

Решение краевой задачи (2) ищем в виде

$$\Phi(x) = \Phi_0(x) + \Phi_1(x), \quad \Psi(x) = \Psi_0(x) + \Psi_1(x) \quad (3)$$

где $\Phi_0(x)$, $\Psi_0(x)$ определяют поле напряжений и деформаций в сплошной среде, комплексные потенциалы $\Phi_1(x)$, $\Psi_1(x)$ соответствуют неизвестным нормальным смещениям вдоль трещин.

Требую, чтобы функции (3) удовлетворяли условию (1), получаем сингулярное интегральное уравнение относительно неизвестной функции $g(x)$, описывающей разрывы производных смещений на берегах трещин

$$\frac{1}{\omega} \int_{-l}^l g(x) \operatorname{ctg} \frac{\pi}{\omega} (t-x) dt - f(x) = \begin{cases} 0 & \text{вне зоны контакта} \\ q(x) & \text{в зоне контакта} \end{cases} \quad (4)$$

которое при дополнительном условии

$$\int_{-l}^l g(x) dx = 0 \quad (5)$$

с помощью процедуры алгебраизации сводится к системе M алгебраических уравнений

$$\frac{1}{M} \sum_{k=1}^M g_k^0 \left[\frac{1}{\tau_k - \eta_m} + B(\tau_k, \eta_m) \right] = f_m^*(\eta_m), \quad \frac{1}{M} \sum_{k=1}^M g_k^0 = 0 \quad (m=1, 2, \dots, M-1) \quad (6)$$

В сингулярное интегральное уравнение (4) входят неизвестные сосредоточенные силы. Используя для их определения закон Гука, а также естественное допущение о том, что взаимное упругое смещение точек среды, в которых приложены сосредоточенные силы, равно взаимному смещению точек крепления, получаем бесконечную систему уравнений, из-за периодичности задачи вырождающуюся в одну бесконечную алгебраическую систему

$$P_{kr} = \frac{E_s F}{2 y_0 r} \Delta v_{kr} \quad (k, r=1, 2, \dots) \quad (7)$$

Для определения неизвестного контактного напряжения используется условие отсутствия раскрытия трещин в зоне контакта, которое удобно записать для производной раскрытия смещения берегов трещин

$$\frac{d}{dx} [v^+(x,0) - v^-(x,0)] = 0 \quad (8)$$

Требую выполнения условия (8) в узловых точках, содержащихся в зонах контакта, получаем недостающие уравнения для нахождения приближенных значений контактных напряжений в узловых точках

$$g^0(\eta_{m_1}) = 0 \quad (m_1=1, 2, \dots, M_1) \quad (9)$$

Здесь M_1 – число узловых точек, содержащихся в зонах контакта.

Для замкнутости алгебраических систем (6), (7), (9) не хватает уравнения, определяющего размер концевой зоны. Таким уравнением служит условие конечности напряжений в окрестности вершины трещин

$$\sum_{m=1}^M (-1)^m g(\tau_m) \operatorname{ctg} \frac{2m-1}{4M} \pi = 0 \quad (10)$$

Алгебраические системы (6), (7), (9) и (10) связаны между собой и должны решаться как одна алгебраическая система. Ее решение позволяет найти сосредоточенные силы, значения искомой функции $g(x)$ в узловых точках, значения контактных напряжений $q(x)$ в узловых точках и размер зон

контакта. Из-за неизвестного размера зон контакта алгебраическая система является нелинейной и решается методом последовательных приближений.

Полученные соотношения позволяют решать обратную задачу, т.е. определять характеристики армирующих элементов и напряженное состояние среды, при которых достигается заданная область контакта берегов трещин.

ЧАСТИЧНОЕ КОНТАКТИРОВАНИЕ БЕРЕГОВ ТРЕЩИН В ТЕПЛОВЫДЕЛЯЮЩЕМ ПЕРФОРИРОВАННОМ МАССИВЕ, УПРУГИЕ СВОЙСТВА КОТОРОГО ЗАВИСЯТ ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ

Мирсалимов В.М., Вагари * А.Р.

*Азербайджан, Азербайджанский технический университет,
Азербайджанский архитектурно-строительный университет, e-mail mir-vagif@mail.ru

PARTIAL CONTACTING THE CRACK EDGES IN THE FUEL PERFORATED MASSIF ELASTIC PROPERTIES OF WHICH DEPENDS ON TEMPERATURE

Mirsalimov V.M. Vaghari A.R.,

The problem fracture mechanics for heat-generating the isotropic massif weakened doubly periodic by system of cylindrical channels of round cross-section is considered. A mathematical model is constructed for partial closing of cracks in an isotropic fuel cell (heat-released solid material) attenuated by a biperiodic system of cooling cylindrical channels with a circular cross section. It is assumed that the elastic properties of fuel cell with increasing heat-release intensity in the cell become dependent on temperature and the material is destroyed. It is accepted that under thermal stress partial closing of cracks occurred.

Задача о термоупругом равновесии плоскости, ослабленной двоякопериодической системой отверстий, рассматривалась [1-3] в предположении, что упругие свойства массива E (модуль упругости) и ν (коэффициент Пуассона материала) не зависят от температуры. При увеличении интенсивности тепловыделения q в таком массиве вокруг отверстий образуются зоны повышенных напряжений, расположение которых имеет двоякопериодический характер. Зоны повышенных напряжений будут способствовать возникновению и развитию образовавшихся на поверхности отверстий трещин.

Анализ напряженного состояния тепловыделяющей среды с пустотами показывает [4], что в процессе работы массива возникают области сжимающих напряжений. Считаем, что в тепловыделяющем массиве существуют зоны, в которых берега трещин вошли в контакт. Принимаем, что эти зоны примыкают к вершинам трещин, а их неизвестные размеры сравнимы с длиной трещины.

Будем считать, что: а) по всему объему массива интенсивность тепловыделения равномерна; б) теплоотвод осуществляется только через поверхности цилиндрических каналов; в) свойства массива E и ν зависят от температурного перепада; г) на массив не действуют внешние силы, он находится под действием только внутренних термонапряжений; д) напряжения, возникающие в материале массива, во всех случаях не выходят за пределы упругой деформации и свойства материала изотропны по всем направлениям; е) массив находится в стационарном состоянии.

Пусть имеется тепловыделяющий массив с двоякопериодической системой круговых отверстий радиусом λ ($\lambda < 1$) с центрами в точках

$$P_{mn} = m\omega_1 + n\omega_2, \quad (m, n = 0, \pm 1, \pm 2, \dots),$$
$$\omega_1 = 2, \quad \omega_2 = 2he^{i\alpha}, \quad h > 0, \quad \text{Im}\omega_2 > 0.$$

Из контуров отверстий исходят симметричные прямолинейные трещины. Контуров круговых отверстий свободны от внешних нагрузок. Перенос тепла в твэлах осуществляется главным образом теплопроводностью, потому расчет температурных полей в них сводится к решению задач теории теплопроводности при наличии внутренних источников тепла [2-4].

Рассмотрим участки трещин (концевые контактные зоны), примыкающие к ее вершинам, на которых берега трещины вошли в контакт. В концевых зонах, где берега трещины вошли в контакт возникают нормальные напряжения $p(x)$ и $q(y)$ в зонах коллинеарных соответственно осям абсцисс и ординат. Значения этих напряжений необходимо определить. Напомним, что в рассматриваемом случае каждая трещина состоит из двух зон: контактная зона и зона, где берега трещины свободны от нагрузок. Краевые условия задачи имеют вид

$$\sigma_r - i\tau_{r\theta} = 0 \text{ на } L \quad (1)$$

$$\sigma_y = 0, \tau_{xy} = 0 \text{ на } L'_1, \quad \sigma_y = p(x), \tau_{xy} = 0, v^+(x,0) - v^-(x,0) = 0 \text{ на } L''_1$$

$$\sigma_x = 0, \tau_{xy} = 0 \text{ на } L'_2, \quad \sigma_x = q(y), \tau_{xy} = 0, u^+(0,y) - u^-(0,y) = 0 \text{ на } L''_2$$

Здесь L'_1 и L'_2 – совокупность зон трещин, свободных от нагрузок; L''_1 и L''_2 – совокупность концевых зон, в которых берега трещины вошли в контакт; $(v^+ - v^-)$ и $(u^+ - u^-)$ – раскрытие берегов трещин; L – совокупность контуров круговых отверстий.

В силу симметрии граничных условий и геометрии области D , занятой материалом массива, температура и напряжения являются двоякопериодическими функциями с основными периодами ω_1 и ω_2 . Температура в области D является решением уравнения теории теплопроводности [3]. Решение поставленной задачи строится по принципу суперпозиции, т.е. решение уравнения ищем в виде

$$U = U^{(1)} + U^{(2)},$$

где $U^{(1)}$ является решением задачи термоупругости для массива без трещин, вызванное температурным полем $T(x, y)$; $U^{(2)}$ является решением силовой задачи, считая, что к берегам трещин дополнительно приложены усилия, равные по величине и противоположные по знаку, найденные на первом этапе. Таким образом, при решении задачи механики разрушения для тепловыделяющего массива с частично контактирующими берегами трещин сначала определяем термоупругое состояние в массиве без трещин, вызванное температурным полем, и находим компоненты напряжений на линиях расположения трещин.

Применим к решению краевой задачи на первом этапе метод возмущений [5]. Решение задачи ищем в виде

$$U = \sum_{k=0}^{\infty} \varepsilon^k U_k.$$

Из-за двоякопериодичности задачи определение напряжений на первом этапе сводится к решению краевой задачи для одного трансляционного элемента (см. рис.5 в [1]). Двоякая периодичность функции напряжений $U^{(1)}$ позволяет сформулировать граничные условия для каждой элементарной ячейки, имеющей в рассматриваемой задаче один из видов, указанных на рис.5 работы [1].

На втором этапе для определения функции напряжений $U^{(2)}$ имеем однородное бигармоническое уравнение. На основании формул Колосова-Мухелишвили [6] и граничных условий на контурах круговых отверстий и берегах трещин задача сводится к определению двух аналитических в области D функций $\Phi(z)$ и $\Psi(z)$ из краевых условий

$$\Phi(\tau) + \overline{\Phi(\tau)} - [\tau\Phi'(\tau) + \Psi(\tau)]e^{2i\theta} = 0, \quad (5)$$

$$\Phi(t) + \overline{\Phi(t)} + t\overline{\Phi'(t)} + \overline{\Psi(t)} = f_1(t) + f_y(t) \text{ на } L_1, \quad (6)$$

$$\Phi(t_1) + \overline{\Phi(t_1)} + t_1\overline{\Phi'(t_1)} + \overline{\Psi(t_1)} = f_2(t_1) + f_x(t_1) \text{ на } L_2,$$

Строятся общие представления решения краевой задачи (5), (6). Удовлетворяя граничным условиям (5), (6) получили бесконечные алгебраические системы и два сингулярных интегральных уравнения. В правую часть полученных алгебраических конечных систем уравнений входят неизвестные значения контактных напряжений в узловых точках, принадлежащим соответствующим контактным зонам. Неизвестные напряжения в контактных зонах определяются из дополнительных условий (1) для перемещений.

Литература:

1. Соболев С.Л., Мухина Г.В. Определение термических напряжений в среде с пустотами // Атом.энергия. 1958. т.5, вып.2. С.178–181.
2. Гольденблат И.И., Николаенко Н.А. Расчеты температурных напряжений в ядерных реакторах. – М.: Госатомиздат, 1962. – 147 с.
3. Фильштинский Л.А. Задачи теплопроводности и термоупругости для плоскости, ослабленной двоякопериодической системой одинаковых круглых отверстий // Тепловые напряжения в элементах конструкций. – К.: Наук.думка, 1964. Вып.4. С.103-112.
4. Мирсалимов В.М. Разрушение упругих и упругопластических тел с трещинами. – Баку: Элм, 1984. – 124 с.
5. Ломакин В.А. Теория упругости неоднородных тел. – М.: МГУ, 1976. – 368 с.
6. Мухелишвили Н.И. Некоторые основные задачи математической теории упругости. – М.: Наука, 1966. – 707 с.

ОБРАТНАЯ ЗАДАЧА МЕХАНИКИ РАЗРУШЕНИЯ ДЛЯ СОСТАВНОГО ТЕЛА

Мирсалимов В. М., Мамедова К.С.¹

Азербайджан, Азербайджанский технический университет

¹*Азербайджан, институт математики и механики НАН Азербайджана e-mail: mir-vagif@mail.ru*

INVERSE PROBLEM OF FRACTURE MECHANICS FOR A COMPOSITE BODY

Mirsalimov V. M., Mamedova K.S.

The problem of fracture mechanics to determine the optimal form of an elastic inclusion, that provides a minimum of stress intensity factors around crack tip, is considered. The found form of cross-section of foreign inclusions provides increase bearing capacity of the composite body.

Рассматривается составное упругое тело, состоящее из упругой среды (матрицы) и распределенных в ней включений из другого материала. Процесс разрушения таких материалов определяется взаимодействием включений с матрицей. Анализ такого взаимодействия проводится на основе модели с одним включением криволинейной формы, остальные включения «размазываются», а тело вне выделенного включения представляется однородным и изотропным, с соответствующими упругими постоянными (по правилу «смесей»).

Пусть неограниченное тело, находящееся в условиях плоской деформации или плоского напряженного состояния, ослаблено произвольно размещенными вблизи включения прямолинейными трещинами длиной $2l_k$ ($k=1,2,\dots,N$). Ресурс работы составного тела (конструкции) зависит от распределения напряжений в зонах взаимодействия его элементов. Работоспособность составного тела (композита) можно повысить с помощью оптимального выбора геометрии соединения его элементов. Обозначим границу раздела различных упругих сред через L' . Полагаем, что неизвестную границу L' соединения включения с матрицей можно представить в виде

$$r = \rho(\theta), \quad \rho(\theta) = \lambda + \varepsilon H(\theta),$$

где ε – малый параметр, равный R_{\max}/λ ; R_{\max} – наибольшая высота неровности профиля контура L' от окружности радиуса λ .

Принято, что всюду на границе соединения L' имеет место жесткое сцепление различных сред. Будем считать, что при $z=x+iy \rightarrow \infty$ действуют напряжения σ_x^∞ , σ_y^∞ , τ_{xy}^∞ . Начало системы координат совмещаем с геометрическим центром круга L ($r=\lambda$) в плоскости составного тела. В центрах прямолинейных трещин разместим начала локальных систем координат $x_k O_k y_k$, оси x_k которых совпадают с линиями трещин и составляют углы α_k с осью x . Берега трещин свободны от внешних нагрузок. Требуется определить такую геометрию поверхности соединения включения и связующего, чтобы созданное ею упругое поле тормозило рост трещин в составном теле. Очевидно, что чем ниже

уровень коэффициентов интенсивности напряжений (параметров разрушения) в окрестности вершин трещин в составном теле, тем выше его несущая способность.

Не уменьшая общности поставленной задачи оптимизации, принимаем, что искомая функция $H(\theta)$ может быть представлена виде отрезка ряда Фурье. Для нахождения геометрии соединения введем в задачу в качестве условия нахождения геометрии соединения (функции $H(\theta)$) условие равенства нулю (минимизации) коэффициентов интенсивности напряжений в окрестности вершин трещин. Это дополнительное условие позволяет определить искомую функцию $H(\theta)$ (коэффициенты разложения функции в ряд Фурье) геометрии соединения материалов.

Используя комплексные потенциалы [1], на границе раздела сред имеем граничные условия

$$\varphi(z) + z\overline{\varphi'(z)} + \overline{\psi(z)} = \varphi_0(z) + z\overline{\varphi'_0(z)} + \overline{\psi_0(z)} \quad (z \in L') \quad (1)$$

$$k\varphi(z) - z\overline{\varphi'(z)} - \overline{\psi(z)} = \frac{\mu}{\mu_0} \left[k_0\varphi_0(z) - z\overline{\varphi'_0(z)} - \overline{\psi_0(z)} \right] \quad (z \in L') \quad (2)$$

Здесь k, μ и k_0, μ_0 – упругие постоянные основного материала и включения соответственно.

На берегах трещин имеем граничные условия

$$\Phi(x_k) + \overline{\Phi(x_k)} + x_k \overline{\Phi'(x_k)} + \overline{\Psi(x_k)} = 0 \quad (k=1,2,\dots,N) \quad (3)$$

Для решения краевой задачи используется метод возмущений. Напряжения и перемещения ищем в виде разложений по малому параметру. Находятся граничные условия задачи в каждом приближении. В каждом приближении задача сводится к системе сингулярных интегральных уравнений. Используя квадратурные формулы типа Гаусса и процедуру алгебраизации, система сингулярных интегральных уравнений при дополнительных условиях в каждом приближении сводится к системе $N \times M$ алгебраических уравнений для определения приближенных значений искомым функций $g_k^0(x_k)$ и $g_k^1(x_k)$ ($k=1,2,\dots,N$), характеризующих раскрытие берегов трещин.

При заданной функции $H(\theta)$ полученные алгебраические системы являются замкнутыми и позволяют исследовать напряженно-деформированное состояние составного тела, найти коэффициенты интенсивности напряжений в окрестности вершин трещин для каждого профиля поперечного сечения включения. Для построения недостающих уравнений, позволяющих определить коэффициенты α_k и β_k (коэффициенты разложения функции в ряды Фурье), требуем, чтобы трещины не росли. Для предотвращения роста трещин достаточно, чтобы в окрестности вершин трещин все коэффициенты интенсивности напряжений были равны нулю. Добавляя эти $2N$ условия к полученным ранее алгебраическим системам, получим замкнутую алгебраическую систему для нахождения всех неизвестных, в том числе коэффициентов α_k и β_k .

Решая алгебраическую систему методом Гаусса с выбором главного элемента для различных механических и геометрических характеристик связующего и включения, находим искомые параметры геометрии поверхности соединения различных сред.

Литература:

Мухелишвили Н.И. Некоторые основные задачи математической теории упругости. М.: Наука, 1966. – 707 с.

ПОЛОСА ПЕРЕМЕННОЙ ТОЛЩИНЫ, ОСЛАБЛЕННАЯ ПРЯМОЛИНЕЙНОЙ ТРЕЩИНОЙ

Мирсалимов М. В.

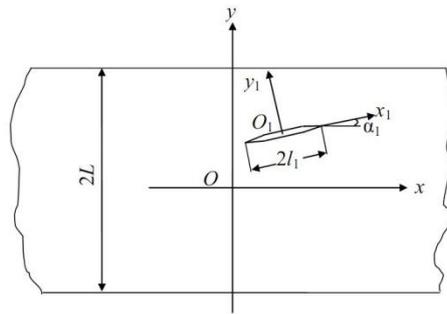
Россия, Тульский государственный университет e-mail: av.mirsalimov@yandex.ru

STRIP OF VARIABLE THICKNESS WEAKENED BY RECTILINEAR CRACK

Mirsalimov M. V.

The problem of fracture mechanics for variable thickness strip weakened by an arbitrarily located crack has been solved. The stress intensity factors for crack tip are found.

Рассматривается однородная изотропная полоса переменной толщины. Обозначим через $2L$ и $2h$ соответственно ширину и толщину полосы (рисунок), а через $2l_1$ длину трещины.



В центре трещины поместим начало локальной системы координат $x_1O_1y_1$, ось x_1 которой совпадает с линией трещины и образует угол α_1 с осью x . Срединная плоскость (x,y) является плоскостью симметрии. Полоса переменной толщины находится в плоском напряженном состоянии. Пусть полоса с произвольно размещенной трещиной подвергается силовому нагружению. Считается, что заданы напряжения на границе $y=\pm L$ полосы (условия первой основной задачи).

Функция толщины полосы может быть представлена в виде [1]

$$h(x, y) = h_0 \left[1 + \varepsilon \bar{h}(x, y) \right]$$

При заданном законе изменения толщины $\varepsilon = (h_2 - h_1)/(h_2 + h_1)$ будет постоянным.

Берега трещины считаются свободными от внешних нагрузок. Граничные условия на ее гранях имеют вид

$$\sigma_y - i\tau_{xy} = p_1(x) \quad \text{при } y=L, \quad -\infty < x < \infty,$$

$$\sigma_y - i\tau_{xy} = p_2(x) \quad \text{при } y=-L, \quad -\infty < x < \infty,$$

где $p_1(x)$ и $p_2(x)$ – функции, убывающие на бесконечности и удовлетворяющие условиям статики.

Решение системы уравнений статического деформирования полосы переменной толщины ищем в виде разложений по малому параметру [1]. В полученных уравнениях уравнения нулевого приближения совпадают с уравнениями классической плоской задачи теории упругости, а уравнения первого приближения и последующих приближений совпадают с теми же дифференциальными уравнениями с объемной силой, определяемой из решения предыдущих приближений. Для решения задачи в каждом приближении используем принцип суперпозиции. Тогда в каждом приближении напряженно-деформированное состояние полосы с трещиной можно представить в виде суммы двух напряженно-деформированных состояний. Первое состояние будет определяться из решения задачи теории упругости для полосы при отсутствии трещины. Второе состояние будет определяться из решения задачи для полосы с трещиной, на берегах которой действуют усилия равные по величине и противоположные по знаку, определяемые первым напряженным состоянием.

Рассмотрим нулевое приближение. Первое состояние для нулевого приближения (для полосы постоянной толщины) при отсутствии трещины известно [2]. Граничные условия задачи, определяющей второе состояние в нулевом приближении, принимают вид

$$\sigma_y^{(0)} = 0, \quad \tau_{xy}^{(0)} = 0 \quad \text{при } y=L, \tag{1}$$

$$\sigma_y^{(0)} = 0, \quad \tau_{xy}^{(0)} = 0 \quad \text{при } y=-L,$$

$$\text{при } y_1=0 \quad \sigma_{y_1}^{(0)} = -p_*^{(0)}(x_1), \quad \tau_{x_1y_1}^{(0)} = -q_*^{(0)}(x_1) \quad \text{на берегах трещины}$$

Здесь $p_*^{(0)}(x_1)$ и $q_*^{(0)}(x_1)$ – нормальные и касательные напряжения, возникающие в сплошной полосе по оси x_1 ($y_1=0$) от действия напряжений на границе $y=\pm L$ полосы в нулевом приближении.

Используя комплексные потенциалы Колосова-Мухелишвили [3] и удовлетворяя краевым условиям (1), после некоторых преобразований получим систему трех интегральных уравнений относительно искомых функций g_k^0 ($k=0,1,2$). Из этой системы исключили две неизвестные функции

$g_0^0(t)$ и $g_2^0(t)$. Комплексное сингулярное интегральное уравнение $g_1^0(x_1)$ при дополнительном условии решалось прямыми численными методами.

Зная решение задачи в нулевом приближении, находим компоненты объемной силы X_1 и Y_1 . Для определения первого состояния в первом приближении имеем уравнения плоской теории упругости при наличии объемных сил $F_1 = X_1 + iY_1$. Решение этой краевой задачи с помощью комплексных потенциалов сводится к задаче, решение которой известно. Комплексные потенциалы второго состояния первого приближения определяем подобно нулевому приближению с очевидными изменениями. Комплексное сингулярное интегральное уравнение относительно $g_1^1(x_1)$ при дополнительном условии решалось численно.

Коэффициенты интенсивности напряжений были получены в виде

$$K_I = K_I^{(0)} + \varepsilon K_I^{(1)} + \dots, \quad K_{II} = K_{II}^{(0)} + \varepsilon K_{II}^{(1)} + \dots,$$

где $K_I^{(0)}$, $K_{II}^{(0)}$ определялись по известным [2] формулам через значения функции $g_1^0(x_1)$, а $K_I^{(1)}$, $K_{II}^{(1)}$ – через значения функции $g_1^1(x_1)$.

Меняя значения α_1 и z_1^0 (координаты точки O_1) можно исследовать различные случаи расположения трещины в полосе в зависимости от толщины полосы.

Литература:

1. Мирсалимов М.В. Решение задачи механики разрушения для полосы переменной толщины / Изв. ТулГУ, Серия: Актуальные вопросы механики. 2006, т.1. Вып.2, С.241-247.
2. Панасюк В.В., Саврук М.П., Дацышин А.П. Распределение напряжений около трещин в пластинах и оболочках. Киев: Наук. думка, 1976. 444 с.
3. Мухелишвили Н.И. Некоторые основные задачи математической теории упругости. М.: Наука, 1966. – 707 с.

ГИБРИДНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕПЛОВОГО УДАРА ПО ПОВЕРХНОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО ОБРАЗЦА С ЯВНЫМ УЧЕТОМ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ

Моисеенко Д.Д., Максимов П.В., Бикинеев Г.Ш., Панин В.Е.

Россия, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, mdd@ispms.tsc.ru

HYBRID MODELLING OF THERMAL SHOCK ON SURFACE OF METALLIC SPECIMEN WITH EXPLICIT ACCOUNT OF CRYSTAL STRUCTURE

Panin V.E., Moiseenko D.D., Maksimov P.V., Bikineev G.Sh.

In the framework of multiscale hybrid approach the task about influence of intensive thermal loading during welding cycle on distribution of temperatures and mechanical characteristics in polycrystalline material was solved. By means of direct numerical experiment with the help of excitable cellular automata roots of appearance of hydrostatic tension areas in loaded welding joints were investigated taking into account their internal structure.

Твердое тело как многоуровневая иерархически организованная система в процессе экстремальных внешних воздействий (механических, тепловых, радиационных, и пр.) на каждом масштабном уровне претерпевает структурно-фазовые превращения, происходящие в результате действия потоков различной природы. Так, в работе [1] показано, что ранее теоретически предсказанные [2-3] и экспериментально обнаруженные [4-5] нелинейные волны локализованной пластической деформации являются не чем иным, как результатом сложной самоорганизации потоков энергии термодинамической природы в иерархии структурно-масштабных уровней.

Проблема построения адекватной математической модели процесса переноса, которая учитывает иерархию масштабных уровней в структурно-фазовых превращениях — наиболее важная

и актуальная задача теории твердого тела. Более двадцати лет назад зародилось новое научное направление – физическая мезомеханика деформируемого твердого тела, основанная на концепции структурных уровней деформации твердых тел и позволяющая связать между собой микро- и макромасштабные подходы [2]. В рамках данного направления любая деформация нагруженного твердого тела рассматривается как многоуровневый процесс, связанный с потерей сдвиговой устойчивости на разных масштабных уровнях. При решении задач физической мезомеханики требуется не только явно учитывать внутреннюю структуру материала путем задания различных свойств у отдельных элементов (как это традиционно делается в численных методах механики сплошных сред), но и учитывать иерархический характер взаимодействия между различными структурными элементами. Поскольку классическая механика сплошных сред не рассматривает внутреннюю структуру среды по определению, для имитации наличия структуры используются порой искусственные и зачастую крайне сложные математические приемы. Следовательно, для моделирования поведения материалов со сложной структурой, имеющей тенденцию к перестроению, наряду с классическими методами сплошных сред необходимо привлекать класс методов, позволяющих в явном виде задавать как структуру моделируемой среды, так и законы взаимодействия между структурными элементами. Это – дискретные подходы.

Наиболее перспективным дискретным методом является метод клеточных автоматов. Клеточными автоматами называются сети из элементов, меняющих свое состояние в дискретные моменты времени по определенному набору правил в зависимости от того, какими были состояния самого элемента и его ближайших соседей по сети в предыдущий дискретный момент времени. В связи с этим, крайне важным является создание гибридных многоуровневых подходов к моделированию процессов деформации и разрушения, связанных со структурными перестройками на разных масштабных уровнях.

В настоящей работе предлагается гибридный метод возбудимых клеточных автоматов (SECA – Stochastic Excitable Cellular Automata) для моделирования поведения образца, подвергающегося внешнему термическому воздействию. В рамках предлагаемого гибридного подхода каждый макроскопический объем материала разбивается на сеть клеточных автоматов микромасштабного уровня, где учитываются локальные структурные или структурно-фазовые превращения. Этот подход позволяет моделировать трансформацию структуры на микро- и мезоуровнях: возникновение очагов неупругой деформации, перемещение межзеренных границ в процессе рекристаллизации, формирование зародышей пор, трещин и т.д. [6]. В данной работе SECA метод был дополнен алгоритмом построения трехмерной зеренной структуры поликристаллических материалов путем разбиения единой сети клеточных автоматов на отдельные конгломераты, характеризующиеся набором эйлеровых углов, определяющих ориентацию кристаллической решетки внутри каждого зерна. В предлагаемом подходе есть возможность создания «триплексных» и «дуплексных» структур, зерна которых состоят из различных фаз.

В данной работе была решена задача о влиянии интенсивной термической нагрузки в процессе сварочного цикла на распределение температур и механических характеристик в поликристаллическом материале. Моделируемые образцы представляли собой трехмерные поликристаллические структуры размерами 150X150X10 мкм. Тепловая нагрузка задавалась посредством придания постоянных температур (1350К) автоматам на одной из граней образца. Результаты численного эксперимента показывают, что наличие зеренной структуры материала приводит к ярко выраженным неоднородностям в распределении растягивающих и сжимающих напряжений (рис.1, а). Вдоль границ зерен формируются сильные градиенты напряжений, которые ввиду трехмерности интерфейса порождают области смены знака моментных напряжений (отличных от нуля вблизи границ раздела). Эти моментные напряжения приводят к раскрытию трещины (рис. 1, б).



Рис. 1. «Гидростатические» напряжения (а) и распределение моментов сил (б) в образце с зеренной структурой при интенсивном тепловом воздействии.

Результаты моделирования хорошо согласуются с экспериментальными данными.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ «10-01-90403-Укр_а».

Литература:

- 1.Панин В. Е., Егорушкин В.Е., Панин А. В. Эффект каналирования пластических сдвигов и нелинейные волны локализованной пластической деформации и разрушения // Физическая мезомеханика. – 2010. – Т.13. – №5. – С. 7–26.
- 2.Panin V.E., Egorushkin V.E. and Panin A.V. Physical mesomechanics of a deformed solid as a multilevel system. I. Physical fundamentals of the multilevel approach // Physical mesomechanics, 9, No. 3–4 (2006) 9.
- 3.Physical mesomechanics of Heterogeneous Media and Computer-aided Design of Materials / Ed. by V.E. Panin. – Cambridge: Cambridge Interscience Publishing, 1998.
- 4.Панин А.В. Нелинейные волны локализованного пластического течения в наноструктурных поверхностных слоях твёрдых тел и тонких плёнках // Физ. мезомех. – 2005. – Т. 8. – № 3. – С. 5–17
- 5.Зуев Л. Б. Энтропия волн локализованной пластической деформации // Письма в ЖТФ. – 2005. – Т. 31. – вып. 3. – С. 1-4.
- 6.Панин В. Е., Моисеенко Д. Д., Максимов П. В., Панин А. В. Физическая мезомеханика деформируемого твёрдого тела как многоуровневой системы. III. Неупругий предвестник зарождения пластического сдвига // Физическая мезомеханика. – 2006. – Т.9. – №5. – С. 5–15.

СТАТИСТИЧЕСКИЕ ЗАДАЧИ РАЗРУШЕНИЯ

Новоженова О.Г.

Россия, Москва, ИМАШ РАН, info-viniti@yandex.ru

STATISTICAL PROBLEMS OF FRACTURE

At very difficult solved problems we need to make a simplifying assumptions and estimates. It must be careful at the selection for the probability distribution function of the statistical variables (pdf) . For the commonly used single-mode pdf mean value correspond a lot of sample values and a minimal dispersion. At this time fracture process is influenced by rare extreme acts that have a great dispersion. Real pdf of the statistical variables and their functions are not single-mode and not symmetric.

В силу сложности задач разрушения делаются различного рода упрощающие предположения и допущения, используется стандартный набор функций распределения. При выборе плотности распределения случайной переменной (ПР СП) необходима осторожность, т.к. только среднего значения и дисперсии недостаточно для правильного описания процесса. Среднему значению одномодального распределения соответствует максимальное число выборочных данных и разброс их минимален, в то время как развитие разрушения зависит от экстремальных значений, чье количество значительно меньше и характеризуется большим разбросом.

Реальные ПР (модуля, прочности структурных элементов, шероховатости,) и функции от СП в силу влияния не одного, а минимум двух факторов (дефекты поверхностные и объемные, смешанная мода разрушения – например, разрыв и расслоение, микропоры и макротрещина) и *неодномодальны* и *несимметричны*[1-3].. Для бимодального распределения смеси двух нормальных распределений $p_1(x)$ и $p_2(x)$ с весами t_1 и t_2 соответственно, имеем:

$$p(x)=t_1p_1(x) + t_2p_2(x) ; t_1+t_2=1 ; X_{av}=t_1X_{1av} + t_2X_{2av} ; D_x=t_1D_{x1} + t_2D_{x2} + t_1t_2(X_{1av}-X_{2av})^2$$

Как видно из приведенных соотношений, дисперсия смеси D_x определяется не только дисперсиями D_{x1} и D_{x2} составляющих ПР с соответствующими весами, но и дополнительно возрастает за счет разницы между средними значениями X_{1av} и X_{2av} , особенно вблизи $t_1=t_2=0,5$. Бимодальность ПР, при равных значениях среднего и дисперсии с одномодальной ПР, может в разы менять оценки масштабного эффекта или циклической долговечности[1-2] .

Функция	Плотность распределения
$w = a + bx$, где a и b – постоянные	$p(w) = \left \frac{1}{b} \right f\left(\frac{w-a}{b}\right)$
$w = \frac{1}{x}$	$p(w) = \frac{1}{w^2} f\left(\frac{1}{w}\right)$
$w = e^x$	$p(w) = \left \frac{1}{w} \right f(\ln w)$
$w = \ln x$	$p(w) = e^w f(e^w)$
$w = x^2$	$p(w) = \frac{1}{2\sqrt{w}} [f(+\sqrt{w}) + f(-\sqrt{w})]$
$w = x + y$	$p(w) = \int f(z)g(w-z)dz = \int f(w-z)g(z)dz$
$w = xy$	$p(w) = \int \left \frac{1}{z} \right f(z)g\left(\frac{w}{z}\right) dz = \int \left \frac{1}{z} \right f\left(\frac{w}{z}\right) g(z) dz$
$w = \frac{x}{y}$	$p(w) = \int z f(wz)g(z) dz = \int \left \frac{z}{w^2} \right f(z)g\left(\frac{z}{w}\right) dz$

Слева в таблице приведены формулы для вычисления ПР наиболее распространенных функций независимых непрерывных СП [$f(x)$ и $g(y)$ – плотности безусловного распределения случайных величин x и y соответственно].

Ниже по тексту дана таблица ПР СП, из которой видно, что ПР функции СП, W , существенно отличаются от ПР X . Так, например, при нормальных ПР усилия и площади поперечного сечения для прочности получим ПР Коши с бесконечной дисперсией. Для решения этой проблемы автором в свое время была использована аппроксимация нормальной ПР СП Y , обратной площади поперечного сечения, и построение ПР для произведения двух СП с нормальными ПР [4].

Плотность распределения случайной величины X		Плотность распределения W
$W=1/X$		
$\beta_{\mu,\nu}(x) = \frac{\Gamma(\mu+\nu)}{\Gamma(\mu)\Gamma(\nu)}(1-x)^{\mu-1}x^{\nu-1}; 0 < x < 1, \mu > 0 \text{ и } \nu > 0$ (Бэ́та - плотность)		$\frac{1}{w^2}\beta_{\mu,\nu}\left(\frac{1}{w}\right) = \frac{\Gamma(\mu+\nu)}{\Gamma(\mu)\Gamma(\nu)} \frac{(w-1)^{\mu-1}}{w^{\mu+\nu}};$ $1 < w < \infty$
$\frac{1}{\pi(1+x^2)}; -\infty < x < \infty$ (Коши плотность)		$\frac{1}{\pi(1+w^2)}; -\infty < x < \infty$ (Коши плотность)
$W=1/X^2$		
$n(x) = \exp(-x^2/2)/\sqrt{2\pi}$ (нормальная плотность)		$\alpha(2\pi w^3)^{-1/2} \exp[-\alpha^2/(2w)];$ (устойчивое распределение с показателем 1/2)
$W=X^2$		
$n(x) = \exp(-x^2/2)/\sqrt{2\pi}$		$w^{-1/2}n(w^{1/2}) = f_{1/2,1/2}(w)$
$n_\sigma(x) = \exp(-x^2/2\sigma^2)/\sqrt{2\pi}$;(нормальная плотность, с σ)		$(\sigma w)^{-1/2}n[(w/\sigma)^{1/2}]$
$W=X/Y$		
$f_{\alpha,\nu}(x) = \frac{1}{\Gamma(\nu)}\alpha^\nu x^{\nu-1}e^{-\alpha x}, x > 0$ (Гамма плотность) $\alpha = 1/2; \nu = n/2$	$f_{\alpha,\nu}(t) = \frac{1}{\Gamma(\nu)}\alpha^\nu t^{\nu-1}e^{-\alpha t}, t > 0$ $\alpha = 1/2; \nu = m/2$	$\frac{\Gamma(\frac{1}{2}(m+n))}{\Gamma(\frac{m}{2})\Gamma(\frac{n}{2})} \frac{w^{m/2-1}}{(1+w)^{(m+n)/2}}, w > 0$
$n(x) = \exp(-x^2/2)/\sqrt{2\pi}$	$f_{\alpha,\nu}(t) = \frac{1}{\Gamma(\nu)}\alpha^\nu t^{\nu-1}e^{-\alpha t}, t > 0$ $\alpha = 1/2; \nu = n/2$ для $t = y^2$	$\frac{C_n}{(1+w^2)^{(n+1)/2}}$, где $C_n = \frac{1}{\sqrt{\pi}} \frac{\Gamma((n+1)/2)}{\Gamma(n/2)}$ (Стьюдента плотность)
$f_{\alpha,\nu}(x) = \frac{1}{\Gamma(\nu)}\alpha^\nu x^{\nu-1}e^{-\alpha x}, x > 0$ $\alpha = 1; \nu = \mu$	$f_{\alpha,\nu}(x) = \frac{1}{\Gamma(\nu)}\alpha^\nu x^{\nu-1}e^{-\alpha x}, x > 0$ $\alpha = 1; \nu = \nu$	$\frac{1}{(1+w)^2} \beta_{\mu,\nu}\left(\frac{1}{1+w}\right) = \frac{\Gamma(\mu+\nu)}{\Gamma(\mu)\Gamma(\nu)} \frac{w^{\mu-1}}{(1+w)^{\mu+\nu}},$ $0 < w < \infty$
$\exp[-x^2/(2\sigma_x^2)]/\sqrt{2\pi}$	$\exp[-x^2/(2\sigma_y^2)]/\sqrt{2\pi}$	$\frac{\sigma_y/\sigma_x}{\pi[1+(w\sigma_y/\sigma_x)^2]}$; (при $\sigma_y = \sigma_x$ - плотность Коши)
$W = X/ Y $		
$n(x) = \exp(-x^2/2)/\sqrt{2\pi}$	$n(x) = \exp(-x^2/2)/\sqrt{2\pi}$	$\frac{1}{\pi(1+w^2)}, -\infty < w < +\infty$ (плотность Коши)

Статистическую обработку экспериментальных данных лучше проводить с учетом последующего использования в соотношениях механики разрушения[5]. Например, при графической оценке максимальной прочности на растяжение пучка зерен с ПР прочности σ , существенна ПР не σ , а $w=1/\sigma$ [6].

Литература:

1. Ломакина О.Г., Стрекалов В.В. Определение коэффициента безопасности деталей из композиционных материалов при одноосном нагружении.-Машиноведение,1982,№ 6,с.56-60
- 2.Александрова В.Е., Ломакина О.Г.Масштабный эффект в однонаправленных композитах.-МТТ,1974,№1,143
- 3.Колесников Ю.В. Морозов Е.М. Механика контактного разрушения. М.: Изд-во ЛКИ,2007.
- 4.Ломакина О.Г О функции распределения пределов прочности волокон с произвольной площадью поперечного сечения.- Машиноведение,1973,№ 3,с.71-75.
- 5.Ванин Г.А., Стеликов Н.Е. Исследование распределения микросфер в сферопластиках...-Механика композитных материалов,1985, № 3, с.404-408.
- 6.Daniels H.E. The statistical theory of the strength of bundles of threads. I. Proc.Roy.Soc.,vol.183,No.995 (1945).

СЕМАНТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ АКТИВНОГО ДИЭЛЕКТРИКА

Печерская Е.А., Бобошко А.В., Соловьев В.А.

Россия, Пензенский государственный университет, e-mail: micro@pnzgu.ru

SEMANTIC MODEL FOR ACTIVE DIELECTRIC

Pecherskaya Ye.A., Boboshko A.V., Solov'ev V.A.

A semantic model of the active dielectric in the form of a directed graph is presented. The model considers the relationship between parameters and properties of materials and forms the basis of intellectual support system for their study.

Активные диэлектрики (сегнетоэлектрики, пьезоэлектрики, пироэлектрики, электреты) являются перспективными материалами функциональной электроники. С целью выявления возможности управления свойствами указанных материалов необходимо комплексное изучение их реакций на термодинамические, механические, электрические и магнитные воздействия. Для оптимизации процессов измерения и моделирования параметров активных диэлектриков в [1] предложена структура информационного наполнения интеллектуальной системы поддержки исследований активных диэлектриков, которая включает в себя ряд баз знаний анализируемой предметной области.

Семантическая модель активного диэлектрика (рис.1) в виде ориентированного графа показывает взаимосвязь между разнородными параметрами – воздействиями и параметрами – реакциями, выступающими в роли вершин графа.

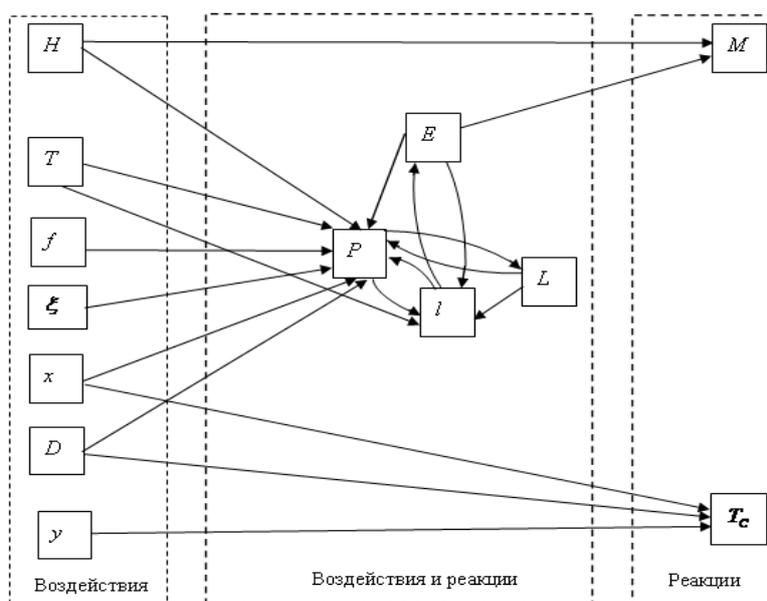


Рис.1. Семантическая модель активного диэлектрика

Соответственно дуги направлены к параметру – реакции и характеризуют конкретное свойство материала (табл.1), способное изменяться в зависимости от воздействующих параметров. В зависимости от принадлежности к тому или иному классу активных диэлектриков, семантическая модель (рис.1) упрощается вследствие незначительности или отсутствия определенных физических эффектов. Например, в работе [2] проанализирована графовая модель сегнетоэлектрика – разновидности активных диэлектриков, характеризующихся наличием спонтанной поляризации, которая может быть обращена приложенным электрическим полем, а для некоторых материалов также и механическим напряжением. Таким образом, сегнетоэлектрики представляют собой частный случай пироэлектриков, а именно являются нелинейными обратимыми пироэлектриками.

Применение к семантической модели теории графов позволило разработать методику выбора оптимальной совокупности функциональных зависимостей между параметрами материалов, подлежащими экспериментальному определению. В работах [1, 3] изложены методы измерения и моделирования диэлектрических параметров сегнетоэлектриков в зависимости от напряженности электрического поля, которые учитывают методические погрешности, выявленные посредством математической модели, представляющей собой формализацию его графовой модели [1].

Таблица 1. Взаимосвязь между параметрами активного диэлектрика и его свойствами

Параметр, обозначение	Математическое описание
1. Диэлектрическая восприимчивость, η	$\eta = \frac{\partial P}{\partial E}$, где P – спонтанная поляризованность, E – напряженность электрического поля
2. Константа пьезоэлектрического напряжения, $-a$	$-a = \frac{\partial E}{\partial l}$, где l – механическая деформация
3. Постоянная пьезоэлектрического эффекта, d'	$d' = \frac{\partial d}{\partial E}$
4. Коэффициент упругости, k	$k = \frac{\partial d}{\partial L} = \frac{d}{e}$, где L – механическое напряжение
5. Коэффициент пьезоэлектрического напряжения, e	$e = \frac{\partial P}{\partial l}$
6. Коэффициент обратного пьезоэлектрического напряжения, b'	$b' = \frac{\partial d}{\partial P}$
7. Коэффициент теплового расширения, α	$\alpha = \frac{\partial d}{\partial T}$, где T – термодинамическая температура
8. Пьезоэлектрический коэффициент, ρ	$\rho = \frac{\partial P}{\partial T}$
9. Коэффициент пьезоэлектрической деформации, d	$d = \frac{\partial P}{\partial L}$
10. Коэффициент обратной пьезоэлектрической деформации, $-a'$	$-a' = \frac{\partial L}{\partial P}$
11. Электромагнитная восприимчивость, $\eta^{ЭМ}$	$\eta^{ЭМ} = \frac{\partial P}{\partial H}$, где H – напряженность магнитного поля
12. Магнитоэлектрическая восприимчивость, $\eta^{МЭ}$	$\eta^{МЭ} = \frac{\partial M}{\partial E}$, M – намагниченность
13. Магнитная восприимчивость, η^M	$\eta^M = \frac{\partial M}{\partial H}$
14. Коэффициент, описывающий влияние давления y на температуру Кюри T_C , $n_{T_C, y}$	$n_{T_C, y} = \frac{\partial T_C}{\partial y}$
15. Коэффициент, описывающий влияние γ -облучения дозой D на T_C , $n_{T_C, D}$	$n_{T_C, D} = \frac{\partial T_C}{\partial D}$
16. Коэффициент, описывающий влияние γ -облучения дозой D на P , $n_{P, D}$	$n_{P, D} = \frac{\partial P}{\partial D}$
17. Коэффициент, описывающий влияние химического состава (процентное содержание Ва) x на T_C , $n_{T_C, x}$	$n_{T_C, x} = \frac{\partial T_C}{\partial x}$
18. Коэффициент, описывающий влияние меры дефектности образца ξ на P , $n_{P, \xi}$	$n_{P, \xi} = \frac{\partial P}{\partial \xi}$
19. Коэффициент, описывающий влияние частоты f на P , $n_{P, f}$	$n_{P, f} = \frac{\partial P}{\partial f}$
20. Коэффициент, описывающий влияние x на P , $n_{P, x}$	$n_{P, x} = \frac{\partial P}{\partial x}$

Таким образом, предложенная семантическая модель активного диэлектрика лежит в основе онтологии предметной области, упорядочивает взаимосвязи между параметрами и свойствами различных классов материалов, лежит в основе построения базы знаний свойств материалов, входящей в состав интеллектуальной системы поддержки их исследования.

Работа выполнена при поддержке Совета по грантам Президента Российской Федерации для поддержки молодых российских ученых - докторов наук, МД-2654.2011.8.

Список литературы:

1. Печерская Е. А. Методы и средства исследования активных диэлектриков для наноиндустрии: системный подход: монография / Е. А. Печерская. – Пенза: Инф.-изд. центр Пенз. гос. ун – та, 2008. - 130 с.
2. Печерская Е. А. Модель взаимосвязи свойств сегнетоэлектриков // Порядок, беспорядок и свойства оксидов: тр. X Междунар., междисциплинарного симпозиума. – Ростов-на-Дону: ИПО ПИ ЮФУ, 2007. - Ч.III. - С.25 – 27.
3. Печерская Е. А. Применение метода Сойера – Тауэра и его модификаций для измерения электрических параметров сегнетоэлектриков / Е. А. Печерская // Измерительная техника. – 2007. - № 10. - С. 54 – 58.

ШЕРОХОВАТОСТЬ И ФРАКТАЛЫ

Потапов А.А.

Россия, ИРЭ им. В.А. Котельникова РАН, potapov@cplire.ru

ROUGHNESS AND FRACTALS

Potapov A.A.

The estimations of scaling properties of a fractal rough layer have been considered in the report. The results of researches of micro-samples fractal isolines are presented.

Как хорошо известно [1], неровность служила центральной темой большинства работ Б. Мандельброта. Изучая неровность, он обнаруживал фрактальный порядок там, где другие видели только досадный беспорядок. В докладе рассмотрен принцип фрактальных сигнатур (топология выборки – введено в теорию и практику автором) в задачах оценки микрорельефа поверхностей или скейлинг фрактального шероховатого слоя. Разработанное в ИРЭ им. В.А. Котельникова РАН программное обеспечение позволяет непосредственно (даже автоматически) локализовать области любой заранее заданной фрактальной размерности паттернов, не используя понятий мультифрактальности.

В связи с интенсивным развитием методов обработки концентрированными потоками энергии – КПЭ (лазерной, плазменной, электроэрозионной), а также нанотехнологий (химическая сборка, золь–гель процессы, парофазное осаждение металлов, атомно–слоевая эпитаксия), возникают значительные трудности в описании и оценке шероховатости профильным методом. В этих случаях форма элементов шероховатости и их распределение на площади обработки сильно отличаются от традиционного представления о них, сформированного в рамках процесса обработки резанием, как о периодическом чередовании “выступов” и “впадин”, описываемых в рамках Евклидовой геометрии (рис. 1). На основе проведенных экспериментов автором были впервые предложены методы оценок с использованием различных фрактальных характеристик качества поверхности изделий и свойств микрорельефа современных конструкционных материалов [2, 3].



Рис. 1. Виды элементов рельефа микроповерхностей.

Следовательно, проблемы формирования качества поверхности, и в частности, такой важнейшей его характеристики как шероховатость, приобретают в настоящее время актуальность в связи с созданием новых технологий обработки материалов.

Эти проблемы отчетливо проявляются в области нанотехнологий, для которых топология шероховатостей рассматривается не как вторичная характеристика, являющаяся “откликом” структуры поверхностного слоя на воздействие того или иного физического процесса (как в обработке резанием, например), а как свойство самой структуры, тем более, что размеры таких слоев сопоставимы с длиной свободного пробега в них электронов. В [2, 3] было доказано существование на уровне микрорельефа таких обработанных поверхностей фрактальных кластеров с распределением неровностей по степенным законам (но не гауссовским!) с тяжелыми хвостами (пример – см. рис. 2).

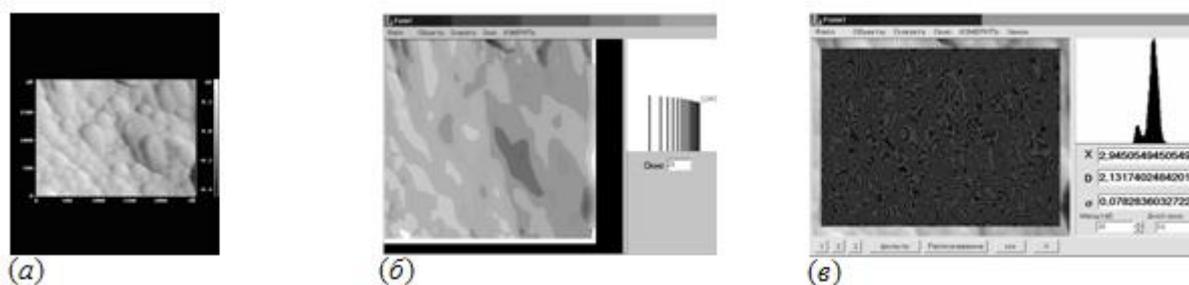


Рис. 2. Фрактальный анализ поверхности образца: (а) 2D-изображение образца, обработанного алмазным точением с последующим оксидированием; (б) фрактальная сигнатура (кепстр) образца; (в) поле и гистограмма локальных фрактальных размерностей.

В этих случаях представляется весьма затруднительным или совсем невозможным использование для описания шероховатости поверхности классические геометрические параметры. Уместно отметить, что для идеализированной фрактальной шероховатой поверхности предполагается наличие неровностей всех масштабов. В случае модели с фрактальными высотами неровностей, как отмечено выше, неизбежно следует ее недифференцируемость (тем самым исключаются понятия нормали к фронту рассеиваемой волны, лучевой траектории и эффектов геометрической оптики), а для модели с фрактальными наклонами неровностей допускается существование только первой производной. Поэтому, для фрактального рельефа наклоны, кривизна и распределение экстремумов не являются, как считалось в большинстве случаев, существенными свойствами поверхностей.

Наличие фрактальности в таких средах можно контролировать, в частности, по изменению скин – эффекта и импеданса. Именно пространственная/временная эволюция тока позволяет электромагнитному полю “прощупать” фрактальные характеристики (фрактальные сигнатуры) исследуемой физической среды. Скейлинговые модели шероховатого слоя поверхности твердого тела

можно представить в виде эквивалентных электрических схем, имеющих вид, например, канторовой пыли и т.д. Существование фрактальных областей обработанных поверхностей подтверждает возможности кластерного механизма формирования поверхности (на микро-, мезо-, макроуровне), являющегося следствием динамических неравновесных процессов.

В связи с этим особенно интересным представляется разработка фрактально-синергетической модели процесса формирования рельефа поверхности, основанной на анализе заложенных в методах группового воздействия процессов самоорганизации. Такая модель позволяет не только прогнозировать механизмы формирования шероховатости и физико-механических свойств поверхностного слоя, но и управлять ими.

Литература:

1.Потапов А.А. Бенуа Мандельброт (1924 – 2010) - человек, “преодолевший пропасть размерностей” // Нелинейный мир. 2010. Т. 8, № 12. С. 733 – 738.

2.Потапов А.А., Булавкин В.В., Герман В.А., Вячеславова О.Ф. Исследование микрорельефа обработанных поверхностей с помощью методов фрактальных сигнатур // ЖТФ. 2005. Т. 75, № 5. С. 28 – 45.

3.Булавкин В.В., Потапов А.А., Герман В.А., Вячеславова О.Ф. Теория фракталов в проблеме формирования и оценки качества поверхности изделий // Тяжелое машиностроение. 2005. № 6. С. 19 – 25.

ОБ ЭВОЛЮЦИОННОМ УРАВНЕНИИ ДЛЯ ОДНОМЕРНЫХ ПОПЕРЕЧНЫХ ВОЛН НЕНУЛЕВОЙ КРИВИЗНЫ

Рагозина В.Е., Иванова Ю.Е.

Россия, ИАПУ ДВО РАН, ragoza@vlc.ru, ivanova@iacp.dvo.ru

THE EVOLUTIONARY EQUATION FOR ONE-DIMENSIONAL FLAT CROSS WAVES WITH NONZERO CURVATURE

Ragoza V.E., Ivanova Yu.E.

Features of initiation and propagation of discontinuity surfaces with nonzero curvature are studied on an example of a non-stationary problem of torsional movement of the incompressible elastic medium. They are researched by decisions of the evolutionary equation which describes nonlinear effects in propagation of shape change deformations. The solution method of such equations is offered. It is based on application of an additional parametrical variable. Particular examples in the definition of boundary conditions for a loaded surface are considered.

Одномерный процесс объемного ударного деформирования в твердом теле в прифронтной области волны описывается решениями уравнения Хопфа, известного также как нелинейное уравнение квазипростых волн [1]. Этот факт подтверждает схожесть механизма объемного деформирования в твердых телах и жидкостях и газах. В отличие от газовой динамики, в твердом теле деформирование приводит и к появлению сдвиговых ударных волн, закономерности движения которых изучены намного меньше. В общем случае процессы объемного и сдвигового деформирования в упругих средах оказываются взаимосвязанными [2]. Поэтому получить аналитические или численные решения на основе методов расчетов, применяемых в газовой динамике, становится невозможно. Таким образом приходим к разработке новых приближенных методов вычислений. Для определения решения прифронтной области наиболее универсальным является метод сращиваемых асимптотических разложений [3]. Моделирование плоского ударного деформирования методом, приводящимся здесь, ранее проводилось авторами в [4]. В качестве модельного примера рассмотрим одномерную задачу о скручивающем ударе по внутренней поверхности цилиндрической полости радиуса r_0 , расположенной в нелинейно-упругой несжимаемой изотропной среде. В результате воздействия все точки среды начинают движение по окружности. В цилиндрической системе координат это движение можно представить как

$$\begin{cases} u_r = r(1 - \cos \Psi) \\ u_\varphi = r \sin \Psi \\ u_z = 0, \end{cases} \quad (1)$$

где $\Psi(r, t)$ – угол поворота точек среды. Из уравнений движения выпишем основное

$$\Psi_{,rr} (1 + 3\alpha r^2 \Psi_{,r}^2) + r^{-2} (3r \Psi_{,r} + 5\alpha r^3 \Psi_{,r}^3) = C^{-2} \Psi_{,tt}, \quad (2)$$

$$C^2 = \mu \rho^{-1}, \quad \alpha(a + b + \kappa + d) \mu^{-1}.$$

Считаем, что на границе перемещения задаются известной функцией времени. В безразмерных переменных

$$n = (r - r_0) r_0^{-1}, \quad m = (r - r_0 - Ct) r_0^{-1} \varepsilon^{-3}, \quad w(n, m) = \Psi \varepsilon^{-9/2}, \quad \varepsilon \ll 1, \quad (3)$$

в нулевом приближении для угла поворота точек среды получим эволюционное уравнение вида

$$v_{0,n} + \frac{3}{2} \alpha (1+n)^2 v_{0,m} v_0^2 + \frac{3v_0}{2(1+n)} = 0, \quad v_0 = w_{0,m}, \quad w = w_0 + \varepsilon^3 w_1 + \dots \quad (4)$$

Его решение вдоль характеристик имеет общий вид

$$h_{0,m} = F\left(m - \frac{3}{2} \alpha h_{0,m}^2 x\right), \quad h_{0,m} = (1+n)^{3/2} v_0, \quad x = \ln(1+n). \quad (5)$$

Именно функция $h_{0,m}$ сохраняет постоянное значение вдоль характеристик. Так как в (5) входит $h_{0,m}$, то на (5) можно смотреть как на обыкновенное дифференциальное уравнение, не содержащее явно искомую функцию h_0 , причем x в нем играет роль параметра. Будем искать решение уравнения (5)

в параметрическом виде. Для этого положим, что $h_{0,m} = \chi(\delta)$, $m = \varphi(\delta, x)$, где δ – новый параметр, выбор которого достаточно произволен и связан с удобством представления краевых условий. Функции $\chi(\delta)$ и $\varphi(\delta, x)$ связаны между собой, как следует из уравнения (5). Тогда для определения функции $h_0(x, m)$ получим уравнение

$$dh_0 = \chi(\delta, x) \frac{\partial \varphi(\delta, x)}{\partial \delta} d\delta, \quad (6)$$

интегрирование которого дает параметрическое решение

$$\begin{cases} h_0(x, m) = h_0(x, m(\delta, x)), \\ m = m(\delta, x). \end{cases} \quad (7)$$

В качестве примера для такого способа рассмотрим краевое условие

$$\Psi(t)|_{r=r_0} = -\frac{A}{\beta_0} (1 - e^{\beta_0 t}), \quad A > 0, \quad \beta_0 < 0, \quad (8)$$

ему соответствует экспоненциальное затухание начального импульса от A до 0.

Предположим, что, $h_{0,m} = \chi(\delta)$, $-\infty < \delta \leq 0$. Тогда

$$\begin{cases} h_0(x, \delta) = -Ae^\delta - \alpha A^3 B^3 x e^{3\delta} + K_0(x), \\ m = m(\delta, x) = \frac{\delta}{B} + \frac{3}{2} \alpha A^2 B^2 x e^{2\delta}, \end{cases} \quad (9)$$

где $K_0(x)$ – неопределенная функция, которую можно определить из условия на переднем фронте ударной волны:

$$h_0(x, m)|_{m=m(\delta, x(\delta))} = 0. \quad (10)$$

Для определения положения ударной волны на нулевом шаге метода необходимо решить уравнение

$$\frac{dm}{dx} = \frac{\alpha}{2} h_{0,m}^2(x, m(x)), \quad (11)$$

но $\frac{dm}{dx} = \frac{\partial \varphi(x, \delta)}{\partial x} + \frac{\partial \varphi(x, \delta)}{\partial \delta} \frac{d\delta}{dx}$, поэтому теперь ищем не функцию $m(x)$, а функцию $\delta(x)$ или обратную к ней. При этом получаем уравнение

$$\frac{dx(\delta)}{d\delta} = -3x - \frac{1}{\alpha A^2 B^3} e^{-2\delta} \quad (12)$$

и на основе его решения с учетом начальных условий $x(0) = 0$ записываем для ударной волны:

$$\begin{cases} x(\delta) = \frac{1}{\alpha A^2 B^3} (e^{-3\delta} - e^{-2\delta}) \\ m(\delta) = \frac{\delta}{B} + \frac{3}{2B} (e^{-\delta} - 1). \end{cases} \quad (13)$$

Полученные формулы позволяют определить неизвестную функцию $K_0(x) \equiv A$. Этим и заканчивается решение для нулевого шага. Не представляют дополнительных трудностей другие краевые условия, например логарифмические, тригонометрические, степенные и другие функции.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (11-01-00360-а, 11-01-98514-р_восток_а).

Литература:

1. Уизем Дж. Линейные и нелинейные волны. М.: Мир, 1977. 622с.
2. Куликовский А.Г., Свешникова Е.И. Нелинейные волны в упругих средах. М.: Московский лицей. 1998. 412 с.
3. Коул Дж. Методы возмущений в прикладной математике. М.: Мир, 1972. 275с.
4. Рагозина В.Е., Иванова Ю.Е. Об эволюционных уравнениях задач ударного деформирования с плоскими поверхностями разрывов // Вычислительная механика сплошных сред. Пермь: Изд-во ИМСС УрО РАН. 2009. Т. 2. № 3. С. 82-95.

РАЗРУШЕНИЕ ТВЕРДЫХ ТЕЛ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ИМПУЛЬСНОГО ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ

Рехвиашвили С.Ш., Гавашели Д.Ш.

Россия, НИИ прикладной математики и автоматизации КБНЦ РАН, e-mail.: rsergo@mail.ru

DESTRUCTION OF SOLID STATES BY PULSE LASER RADIATION

Rekhviashvili S.Sh., Gavasheli D.Sh.

The nonlinear differential equation with partial derivatives described heating solid materials by pulse laser beam is received. It is supposed that laser destruction of the sample corresponds to melting. The numerical decision of the equation is received. It is shown that the various physical properties of solid can essentially influence in melting process.

В настоящей работе рассматривается тепловой механизм разрушения твердых тел под действием импульсного излучения. При моделировании нагрева учитываются следующие процессы: 1) поглощение лазерного излучения; 2) отражение лазерного излучения от поверхности; 3) тепловое излучение нагретого образца. Конвективный теплообмен с окружающим пространством нами в данной задаче не учитывается. Это справедливо, если облучение материала осуществляется в вакуумных условиях. При экспериментах в воздушной среде с лазерными импульсами короткой длительности конвективный теплообмен также представляется незначительным в виду малой теплоотдачи. Нами получено следующее нелинейное уравнение, описывающее нагрев образца под действием лазерного импульса

$$\frac{\partial u}{\partial t} = \frac{\partial^2 u}{\partial z^2} + \frac{\alpha \exp(-\beta z) \Phi(t_0 - t) - \gamma u^m + 1}{G(u)}, \quad (1)$$

$$G(u) = D^2 u^D \int_0^{1/u} \frac{x^{D+1} \exp(x) dx}{(\exp(x) - 1)^2},$$

где $\alpha, \beta, \gamma, m, D$ – безразмерные параметры, $u = u(z, t)$ – безразмерная (отнесенная к температуре Дебая) температура, t и z – безразмерные время и координата, $\Phi(t_0 - t)$ – функция Хевисайда, моделирующая лазерный импульс длительностью t_0 . Предполагается, что на концах образца поддерживается одна и та же температура, равная температуре окружающей среды:

$$u(z, 0) = u(0, t) = u(l, t) = u_0, \quad t \in [0, t_c], \quad z \in [0, l], \quad (2)$$

где u_0 и l – задают температуру окружающей среды и линейный размер образца, t_c – время, до которого осуществляется счет. При численном моделировании отдельно рассматривались два случая: $t_c \leq t_0$ и $t_c > t_0$. Условие, при котором обязательно произойдет лазерный пробой

$$u(z, t) \geq u_m, \quad (3)$$

где u_m – безразмерная (отнесенная к температуре Дебая) температура плавления образца. Для оценки u_m использовался результат работы [1], который в нашем случае записывается в виде:

$$u_m = 1.75 \cdot 10^{-5} (2n^2 + 1)^2 \theta, \quad (4)$$

где θ – температура Дебая образца, n – главное квантовое число. Примечательно, что зависимость u_m от n , построенная на основе данных работы [1], обнаруживает линейный характер с коэффициентом корреляции 0.86 (см. рис.1).

Вычислительный эксперимент проводился с помощью программы Mathcad 14. Для решения краевой задачи (2) для уравнения (1) использовался встроенный оператор Pdesolve. Два выбранных фрагмента моделирования представлены на рис.2. Моделирование, в целом, показывает, что действие лазерного излучения в течение конечного промежутка времени t_0 приводит к появлению теплового импульса в образце. При этом передний и задний фронты этого импульса размыты за счет нестационарных процессов нагрева и остывания. Увеличение интенсивности лазерного излучения приводит к возрастанию температуры и сокращению времени выхода на стационарный режим нагрева. Поглощение лазерного излучения в начальные моменты времени обуславливает неравномерный температурный профиль и увеличивает время наступления стационарного режима нагрева. Образец может эффективно остывать за счет радиационного теплообмена, что увеличивает порог оптической прочности. При переходе от частотно независимой диэлектрической проницаемости к комплексной диэлектрической проницаемости, описываемой обобщенной формулой Гаврилиака-Негами, показатель степени m в температурной зависимости интенсивности теплового излучения меняется от 5 до 4. Такое изменение влечет за собой незначительное увеличение температуры нагрева. Если имеется твердотельная низкоразмерная система (например, кластер), то атомы или молекулы в ней связаны между собой слабо и поэтому более подвижны. По этой причине снижение пространственной размерности D приводит к возрастанию температуры нагрева. Кроме того, учет функции $G(u)$ в уравнении (1) заметно уменьшает время установления стационарного режима нагрева.

Авторы признательны М.Н.Магомедову за ценные рекомендации по некоторым вопросам, возникшим в настоящей работе.

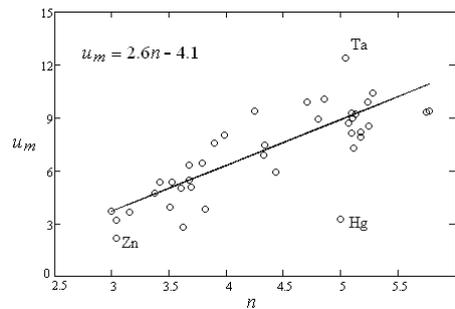


Рис.1. Зависимость предельного нагрева металлических образцов от главного квантового числа.

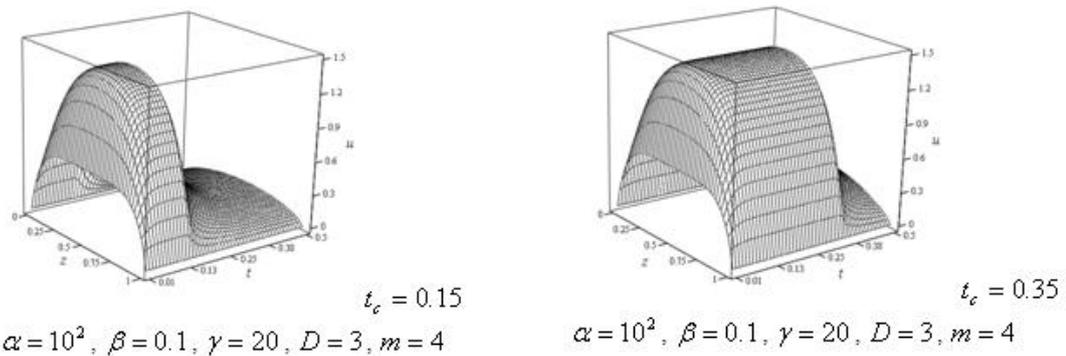


Рис.2. Температурные распределения при лазерном нагреве ниже температуры плавления.

Список литературы:

1. Ошерин Б.Н., Шевчук А.М. // Физические свойства металлов и сплавов. Межвузовский сборник. – Вып. 5. – Свердловск, изд. УПИ им. С.М. Кирова, 1986. С. 129-132.

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ МЕЗОДЕФЕКТОВ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Сарафанов Г.Ф., Перевезенцев В.Н.

Россия, Нижегородский филиал Института машиноведения им. А.А.Благодрава РАН,
sarafanov@sinn.ru

COMPUTER SIMULATION OF EVOLUTION MESODEFECTS AT PLASTIC DEFORMATION

Sarafanov G.F., Perevezentsev V.N.

Russia, Nizhny Novgorod Branch of the Mechanical Engineering Research Institute sarafanov@sinn.ru

Computer simulation of the dislocation ensemble behavior in the elastic field of disclinations and the external stress during deformation is performed. This leads to the appearance of sub-boundary dislocations of opposite signs, which effectively screens the disclination elastic field. Formation of junction disclinations and terminated dislocation boundaries during plastic deformation is investigated in the model bi-crystal and tri-crystal.

Работа посвящена исследованию процессов фрагментации и анализу поведения дислокационного ансамбля в поле заданных и формируемых мезодефектов при пластической деформации поликристаллов на основе метода компьютерного моделирования. Такой подход позволяет исследовать самосогласованную динамику ансамбля дислокаций как системы дискретных дефектов с учетом кинетики и упругого взаимодействия дислокаций между собой и с системой мезодефектов. Компьютерная модель является самосогласованной, т.е. учитывает распределение упругого поля в теле зерна, и отражает кинетические процессы (генерация,

аннигиляция, сток дислокаций) при эволюции дислокационного ансамбля. Механизм возникновения пластической деформации в локальной области зерна в модели реализован как процесс пороговой генерации дислокаций, характеризуемый напряжением σ_c срабатывания источников типа Франка-Рида. Пластическая деформация начинается при достижении в одной из выбранных систем скольжения сдвигового напряжения $\sigma = \sigma_c$. Моделирование позволило выявить особенности формирования субграниц. В случае, когда мощность дисклинации мала ($\sigma_e > D\omega/2$) стенки образуются и тут же разрушаются потоком дислокаций. Если мощность дисклинации повысить ($\sigma_e < D\omega/2$), то в этом случае образование стенок в субгранице носит нарастающий характер (Рис.1).

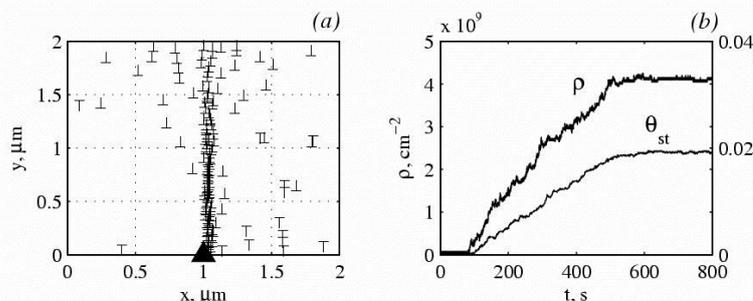


Рис.1. Формирование субграницы в процессе аккомодационного пластического течения

Под действием поля дисклинации генерируемые ею отрицательные дислокации уходят на границы зерна, а положительные – формируют в теле зерна субграницу в виде устойчивой стенки, плотность дислокаций в которой нарастает до тех пор, пока разориентировка субграницы не станет равной $\theta_{st} = \omega/2$. После чего упругое поле дисклинации становится скомпенсированным и процесс размножения дислокаций и деформация в зерне практически прекращаются.

Движущей силой процесса деформации зерна здесь является монотонное увеличение мощности дисклинации $\omega(t)$, т.е. в явном виде проявляется феномен ротационной моды пластичности. Возникающая при этом субграница имеет разориентировку примерно равную величине деформации зерна и соответствует эмпирическому соотношению $\theta_{st} \approx \varepsilon$. При изменении мощности дисклинации во времени разориентировка субграницы синхронно изменяется. Таким образом, субграница представляет собой динамическое стационарное образование. Признаком стационарности является выравнивание скорости пластической деформации в различных участках зерна. Как показывают результаты моделирования отличительной особенностью образующихся субграниц во всех рассмотренных случаях является то, что их средняя разориентировка составляет примерно половину от мощности дисклинации ($\theta_{st} = \omega/2$). В стационарном состоянии этот вывод согласуется с результатами как континуального рассмотрения, так и теории дисклинаций. Другой отличительной чертой является то, что формируемые субграницы представляют собой оборванные дислокационные границы. Разориентировка субграницы в направлении от дисклинации постепенно уменьшается и заканчивается "факелом" дислокаций того же знака, что и субграница.

В дальнейшем проводилось исследование процессов самосогласованного зарождения мезодефектов и субграниц в бикристалле и трикристалле. Процесс формирования мезодефектов и субграниц исследовался в прямоугольной области $(d \times d)$, где $d = 4\mu\text{m}$.

Бикристалл (рис.2) представлял собой прямоугольную область со встроенным в эту область внутренним зерном в форме гексагона. Системы скольжения в зернах выбраны таким образом, чтобы сдвиговая компонента внешнего поля σ_e отличалась от нуля в плоскостях скольжения внутреннего зерна (гексагона) и равна нулю в плоскостях скольжения внешнего зерна. Исследование проводилось в три этапа: растяжение, выключение нагрузки и включение режима переползания дислокаций, сжатие без переползания. На первом этапе деформация внутреннего зерна и связанное с ним накопление дислокаций в границах зерна породили мезодефекты (стыковые дисклинации). Упругие поля напряжений от наведенных дисклинаций привели во внешнем зерне к аккомодационному скольжению и формированию оборванных субграниц, ориентированных перпендикулярно плоскости скольжения (рис. 2а).

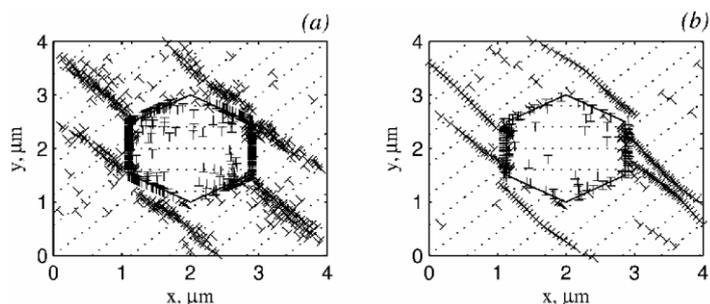


Рис.2. Дислокационная структура в виде сформированных субграниц в бикристалле при изменяющейся нагрузке.

На втором этапе исследовалась устойчивость сформированной структуры и влияние температуры (рис. 2b). Структура субграниц на этом этапе в целом сохраняется, а границы становятся в результате процессов переползания более совершенными. На третьем этапе менялась ось нагружения на $\pi/2$. В результате достаточно быстро прежняя структура полностью разрушалась и заново формировалась новая структура системы субграниц. В силу симметрии схем нагружения эта структура оказалась идентичной по геометрии дислокационной структуре, сформированной на первом этапе деформирования, однако разориентировки субграниц поменяли знак на противоположный.

Трикристалл представлял собой прямоугольную область, разбитую пополам на два зерна, со встроенным в центр этой области третьим (внутренним) зерном в форме гексагона. В эксперименте с симметрично выбранными системами скольжения относительно оси нагружения (симметричной схемой нагружения) внешнее поле σ_{yy}^e вызывает размножение и скольжение дислокаций в крайних зернах, симметрично формируя мезодефекты на границах зерен. По мере накопления мезодефектов начинается аккомодационное скольжение во внутреннем зерне, которое приводит к формированию в нем субграницы и делению зерна [1-3].

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 10-02-00508-а.

Список литературы:

1. Сарафанов Г.Ф., Перевезенцев В.Н. // Вопросы материаловедения. - 2007, вып.1(49), с.5-19.
2. Сарафанов Г.Ф., Перевезенцев В.Н. // Письма в ЖТФ. -2007, т.33. № 9, с.87-94.
3. Perevezentsev V.N., Sarafanov G.F. // Mater. Sci. Eng (a). - 2009, Vol. 503, N1-2, pp.137-140.

ИССЛЕДОВАНИЕ И МОДЕЛИРОВАНИЕ ОСЦИЛЛИРУЮЩИХ МИКРОФЛУКТУАЦИЙ СКОРОСТИ ПОЛЗУЧЕСТИ В ПРОЦЕССЕ ДЕФОРМАЦИИ ПОЛИМЕТИЛМЕТАКРИЛАТА

Смолянский А.С.¹, Черемисов В.Г.¹, Шведов А.С.¹, Песчанская Н.Н.², Якушев П.Н.², Шпейзман В.В.², Салько А.Е.¹

⁽¹⁾ - Российская Федерация, ФГУП «НИФХИ им. Л.Я. Карпова», assafant@live.ru

⁽²⁾ - Российская Федерация, ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН

INVESTIGATION AND MODELING OF THE OSCILLATING CREEP RATE MICROFLUCTUATIONS DURING THE DEFORMATION OF POLYMETHYLMETHACRYLATE

Smolyanskii A.S.¹, Cheremisov V.G.¹, Shvedov A.S.¹, Peschanskaya N.N.², Yakushev P.N.², Shpeiizman V.V.², Sal'ko A.E.¹

⁽¹⁾ - Russian Federation, FSUE "Karpov Inst. Phys. Chem.", assafant@live.ru

⁽²⁾ - Russian Federation, Ioffe Phys. Tech. Inst. RAS

By means of highly precision method of the displacement registration based on laser Doppler interferometry, the oscillating creep rate microfluctuations at the final stage of PolyMethyl MethAcrylate (PMMA) deformation has been observed. Their origin has been connected with the formation and growing

of the numerous microcracks in the sample volume. The observed phenomenon has been concerned as a consequence of the dilatation effect appearance at the final stage of PMMA deformation.

Разработка и применение высокоточного метода измерения деформации твёрдых тел, - лазерной доплеровской деформометрии (ЛДД) [1 – 3], - позволяет обнаружить и исследовать новые особенности процесса деформирования различных материалов. В частности, метод ЛДД был успешно применён для изучения закономерностей скачкообразной деформации одного из распространённых стеклообразных полимеров – полиметилметакрилата (ПММА) [4, 5].

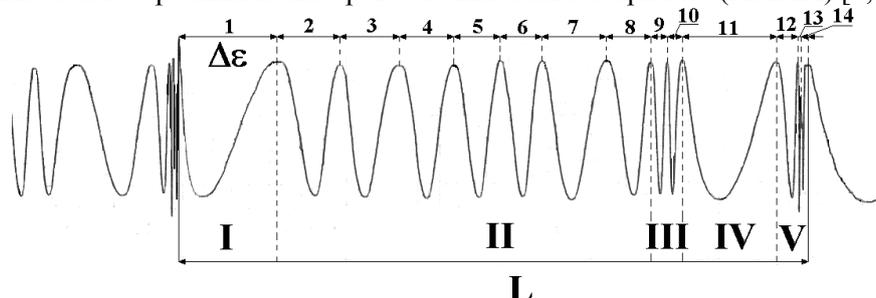
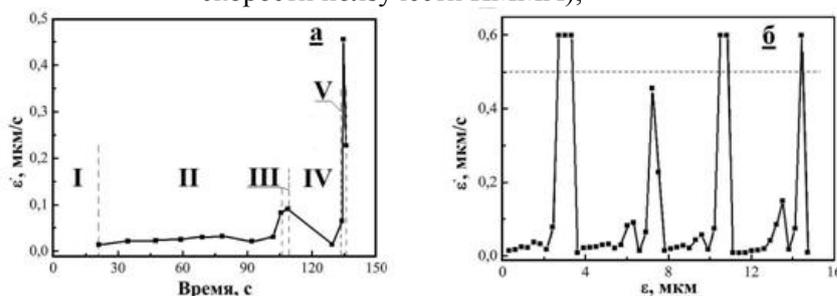


Рисунок 1 – Фрагмент деформационной волны «биений», регистрируемой методом лазерной доплеровской деформометрии на финальных стадиях ползучести ПММА. Условия испытаний: температура – комнатная, величина приложенной нагрузки – 8 МПа. На рисунке: арабские цифры (1 – 14) над линиями характеризуют приращение деформации $\Delta\epsilon$ между максимумами волны «биений» (~0,3 мкм); римские цифры – стадии деформационного цикла. На вставке: а) зависимость скорости ползучести от времени, в области деформационного цикла (I – стадия релаксации материала после скачка скорости ползучести; II – стадия постоянной скорости деформации; III – предварительное увеличение скорости деформации; IV – стадия релаксации; V – стадия скачкообразного возрастания скорости ползучести ПММА);



б) фрагмент зависимости скорости деформации от величины деформации на финальной стадии деформации ПММА

Деформационные испытания проводили при комнатной температуре, величина приложенной нагрузки - 8 МПа. Образцы ПММА имели вид цилиндров высотой 10 мм и Ø3 мм. Испытания проводили в режиме на сжатие, величину деформации и скорости деформации регистрировали методом ЛДД. Интенсивность светового потока на выходе интерферометра изменяется с частотой, пропорциональной скорости деформации в пределах 10^{-4} – 10^4 Гц, и преобразуется в электрический сигнал (волны «биений»), который обрабатывается с помощью компьютера [3]. Ранее было показано [5], что микрофлуктуации скорости ползучести в образцах ПММА, подвергнутых радиационному воздействию, могут рассматриваться как случайный процесс, обладающий свойствами фликкер-шума [6, 7]. Однако на финальных стадиях деформационного испытания, на кривых биений было обнаружено появление периодически повторяющихся деформационных циклов I - V, приведённых на рисунке 1. Одновременно с наблюдением деформационных циклов на волне «биений» в образце полимера происходило образование, рост и слияние многочисленных микротрещин. Обработка полученных результатов в соответствии с [1 – 3] позволила обнаружить флуктуации скорости ползучести амплитудой до 0,5 – 1,5 мкм/с (рисунок 1, а, б). Именно, с такой скоростью происходит распространение микротрещин в ПММА [8].

Обнаруженное явление было рассмотрено как проявление эффекта дилатансии на финальных стадиях процесса деформации ПММА [9], природа которого может быть связана с появлением в объёме образца ПММА областей зарождения микротрещин, где локализованы деформационные

аномалии, и остальной части образца ПММА, где процесс деформации протекает в обычном режиме. Моделирование обнаруженных закономерностей деформации ПММА на финальных стадиях было проведено в рамках модели среды с «самоуравновешенными напряжениями» [9].

Настоящее исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (государственный контракт от «29» марта 2010 г. № 02.740.11.0652) и Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 11-07-00608-а).

Список использованных источников:

1. Песчанская Н.Н., Пугачев Г.С., Якушев П.Н. // Механика полимеров. – 1977. - № 2. - С. 357
2. Якушев П.Н. // Механика композитных материалов. – 1980. - № 1. - С. 167
3. Способ исследования колебаний: МПК G01 Н 9/00 Заявка № 2009124813/28(034362). Дата подачи заявки 30.06.2009. Тимашёв С.Ф., Смолянский А.С., Шведов А.С., Лакеев С.Г., Песчанская Н.Н., Шпейзман В.В., Якушев П.Н. ФГУП «Научно-исследовательский физико-химический институт имени Л.Я. Карпова» (ФГУП «НИФХИ им. Л.Я. Карпова»)
4. Песчанская Н.Н., Смолянский А.С., Шведов А.С. // Скачкообразная деформация γ -облученного полиметилметакрилата // Физика твёрдого тела. – 2009. – Т. 51, № 6. – С. 1218 – 1222
5. Шведов А.С., Черемисов В.Г., Песчанская Н.Н., Шпейзман В.В., Якушев П.Н., Смолянский А.С., Лакеев С.Г. // Исследование микрофлуктуаций скорости ползучести в процессе деформации макроскопических образцов облученного полиметилметакрилата // Вопросы атомной науки и техники. Серия: Физика радиационного воздействия на радиоэлектронную аппаратуру. Научно-технический сборник. Выпуск 3. – М.: ФГУП «НИИП», 2010. – С. 77 – 80
6. Гиляров В.Л. // Фликкер-эффект, фрактальные свойства разрушающихся материалов и проблема прогнозирования разрушения // Физика твёрдого тела. – 1994. – Т. 36, № 8. – С. 2247 – 2252
7. Гиляров В.Л. // Кинетическая концепция прочности и самоорганизованная критичность в процессе разрушения материалов // Физика твёрдого тела. – 2005. – Т. 47, № 5. – С. 808 – 811
8. Лобасёнок В.А., Алёшин В.И., Кувшинский Е.В. // Изучение разрушения аморфных твёрдых тел в условиях стационарного роста трещин // Физика твёрдого тела. – 1973. – Т. 15, № 1. – С. 133 – 141
9. Макаров В.В. // Деформационные предвестники геодинамических явлений в массивах горных пород // Вестник Дальневосточного государственного технического университета. – 2009. - № 1 (1). – С. 38 - 47

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ И ПРОГНОЗИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ДРЕВЕСНЫХ ПРЕССОВАННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Соколовский Я.И.¹, Кондращенко В.И.², Завражнов А.А.², Кендюк А.В.², Тарарушкин Е.В.²

¹Украина, Национальный лесотехнический университет Украины, sokolowskyuyar@yahoo.com

²Россия, Московский государственный университет путей сообщения, kondrashchenko@mail.ru

MATHEMATICAL MODELLING AND FORECASTING OF MECHANICAL PROPERTIES OF THE WOOD PRESSED MATERIALS

Sokolovskiy J.I., Kondrashchenko V.I., Kendyuk A.V., Tararushkin E.V.

Mathematical modelling and forecasting of mechanical properties of the wood pressed materials taking into account deficiency of their structure is offered.

Древесные композитные материалы находят широкое применение в различных отраслях народного хозяйства. Одним из таких композитов являются древесностружечные плиты (ДСтП), относящиеся к классу высоконаполненных пластиков. Армирующий элемент ДСтП – плоские древесные частицы, связанные небольшим количеством клея. С помощью сканирующего микроскопа установлено, что имеют место так называемые «точечные контакты», образующиеся в результате расслоения связующего.

Для прогнозирования прочности и жесткости материала ДСтП необходимо учитывать такую неполную связь армирующих частиц, также как их переменную длину, анизотропность, высокую степень армирования (80-90 %) и пустоты (поры), образующиеся при изготовлении. Отметим, что исследователи рассматривают ДСтП как слоистый материал из чередующихся анизотропных слоев текстуры и связующего. При этом, как правило, изучают характеристики ДСтП без учета пористости материала. В результате расчетные значения механических характеристик материала ДСтП, полученные без учета дефектов структуры, имеют расхождения с экспериментальными данными. Цель данных исследований – разработать инженерную модель для расчета упругих характеристик ДСтП с учетом особенностей их строения.

Кроме того, в процессе изготовления древесных композиционных материалов важнейшей проблемой является расчёт технологических напряжений и деформаций, как основных показателей формирования прочности и формостойкости материала, в зависимости от нестационарных гидротемпературных условий как основных факторов оптимизации технологических режимов.

В работе, на основании базовых уравнений термодинамики необратимых процессов синтезированная математическая модель деформационно-релаксационных и тепломассообменных процессов во время прессования древесных материалов с учётом анизотропии теплофизических и механических свойств композитов. Все параметры математической модели являются функциями основных физических величин материала. Заданы начальные и граничные условия, которые учитывают особенности технологических процессов прессования, выведена зависимость для определения деформации древесных материалов с учётом того, что данный композит является материалом со стохастически расположенными неоднородностями, поэтому деформация материала рассматривается как случайная величина, значение которой в каждой точке зависит от ее размещения.

Для численной реализации математической модели тепломассопереноса применен разностный метод (его неявная схема), а также разработан пакет прикладных программ. На основании сравнения результатов эксперимента и расчетных данных, используя известие из научной литературы данные, сделан вывод о том, что представленная модель с удовлетворительной точностью, отображает исследуемые процессы.

На основе анализа экспериментальных кривых ползучести и обратной ползучести деформаций установлена функция реологического поведения древесных прессованных материалов и обнаружены особенности влияния температуры, влажности и других факторов, на составные деформации.

Таким образом синтезирована модель для прогнозирования анизотропных упругих характеристик древесных материалов (модули упругости, сдвига и коэффициентов Пуассона) с учетом наполнения композита, неполной (точечной) связи древесных частиц с клеем, и наличием пор. Выполнена оценка механических свойств прессованных материалов с учетом свойств их компонентов и в зависимости от исследуемых технологических факторов. Расчет анизотропных упругих характеристик, полученный методом усреднения, нашел удовлетворительное совпадение с экспериментом.

ПРЯМОЕ И ОБРАТНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ КИНЕТИКИ УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН

Туманов Н.В., Лаврентьева М.А., Черкасова С.А.

Россия, Центральный институт авиационного моторостроения (ЦИАМ), tumanov@rtc.ciam.ru

DIRECT AND INVERSE MODELING OF FATIGUE CRACK KINETICS

Tumanov N.V., Lavrentyeva M.A., Cherkasova S.A.

Techniques for modeling of low and high cycle fatigue crack kinetics have been developed. The techniques have been verified with the data of crack growth microfractographic reconstitution and crack kinetics direct observation on a part surface.

Усталость является одним из основных повреждающих факторов, который ограничивает ресурс машин и конструкций и приводит к разрушению их элементов. Особую актуальность проблема усталости приобретает для авиационных газотурбинных двигателей (АГТД), детали которых подвергаются интенсивным циклическим воздействиям различного происхождения с периодом, изменяющимся от долей миллисекунд (циклы высокочастотных колебаний лопаток компрессора и турбины, изгиба зубьев в зубчатых зацеплениях и т.д.) до нескольких часов (основной цикл работы АГТД «взлёт-полёт-посадка»). Для обеспечения в этих условиях эксплуатационной надёжности и безопасности необходима разработка методов определения причины зарождения и продолжительности развития трещин многоциклового (МнЦУ) и малоциклового (МЦУ) усталости. Решение указанных задач в процессе конструирования, испытаний, доводки и эксплуатации АГТД и его элементов позволяет, с одной стороны, целенаправленно изменять конструкцию и технологию изготовления высоконапряженных деталей АГТД, снижая вероятность появления усталостных трещин и скорость их роста, а с другой стороны, назначать безопасные интервалы дефектоскопического контроля, в течение которых возможные трещины не успевают развиться до критических размеров.

В настоящей работе изложены методы моделирования кинетики усталостных трещин (КУТ) – прямого моделирования (расчётного прогнозирования) и обратного моделирования (фрактодиагностики), т.е. определения на основании исследования микрорельефа поверхности разрушения (фракторельефа) очагов и характера разрушения, уровня переменных напряжений и продолжительности развития трещин. В работе с единых позиций рассматриваются механизмы разрушения, действующие на фронте трещин МЦУ и МнЦУ при повторных нагрузках с различной амплитудой и частотой. Поскольку эти механизмы являются одновременно трещинодвижущими и рельефообразующими процессами, которые определяют и КУТ, и фракторельеф, их понимание необходимо для разработки надежных методов прогнозирования КУТ и фрактодиагностики, а также для установления связи между КУТ и фракторельефом (рис.1). Такая связь позволяет изучать механизмы и закономерности КУТ в эксплуатационных условиях (на основании фрактографических исследований эксплуатационных усталостных трещин), верифицировать методы расчетного прогнозирования КУТ по данным фрактографического анализа, дополнять эти данные расчетами напряженно-деформированного состояния (НДС) и КУТ при решении задач фрактодиагностики.

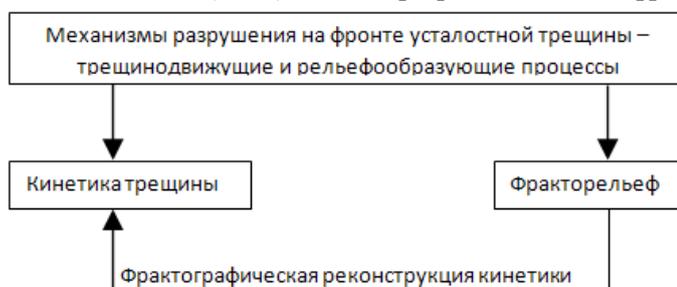


Рис.1. Связь между механизмами разрушения на фронте усталостной трещины, ее кинетикой и фракторельефом

Разработанные методы базируются на концепции стадийности КУТ и теории устойчивого роста (УР) усталостных трещин [1-2], которая позволила получить на основании анализа физического механизма УР (механизма периодического расслаивания-разрыва – МПРР) кинетическую зависимость $S(\Delta K)$ между шагом усталостных бороздок S , характеризующим подрастание трещины в цикле нагружения, и размахом в этом цикле коэффициента интенсивности напряжений (КИН) ΔK . С использованием указанной зависимости создан комплекс методов расчетного прогнозирования КУТ и фрактодиагностики.

На основании фрактографических исследований КУТ в высоконагруженных (критических) зонах дисков компрессора и турбины АГТД установлено, что в дисках из жаропрочных никелевых сплавов период УР трещин МЦУ в условиях эксплуатации составляет значительную часть их общей циклической долговечности, и МПРР реализуется вдоль всего фронта трещин, формируя бороздчатый фракторельеф. Для оценки остаточного ресурса дисков предложено использовать диаграмму остаточной долговечности (ДОД), которая характеризует период УР трещины МЦУ в зависимости от ее начального размера, т.е. безопасный остаточный ресурс диска. При известном минимальном размере надежно выявляемой трещины ДОД определяет безопасный интервал

дефектоскопического контроля, при котором невыявленные при очередном осмотре трещины не выйдут за границу устойчивого роста до следующего осмотра. Изложена методика расчёта ДОД при простых (двигатели гражданской авиации) и сложных (двигатели манёвренной авиации) циклах нагружения, и приведены результаты экспериментальной проверки расчётных оценок. Их надёжность обусловлена использованием верифицированной теории УР (т.е. уменьшением доли эмпиризма), а консервативность обеспечивается тем, что не учитывается период неустойчивого роста трещины (от верхней границы УР до разрушения диска).

В дисках, изготовленных из жаропрочных титановых сплавов, развитие трещин МЦУ в условиях эксплуатации происходит при одновременном действии на различных участках фронта двух механизмов разрушения – высокоэнергетического МПРР и низкоэнергетического механизма разрушения сколом (МРС), который приводит к значительному ускорению роста трещины. Одновременное действие двух механизмов разрушения (МПРР+МРС) затрудняет не только расчётное прогнозирование, но и фрактографическое реконструирование кинетики трещин МЦУ. Главная проблема при фрактодиагностике заключается в необходимости установить в условиях смешанного фрактурельефа (бороздки+микросколы) количественную связь между продвижением макрофронта трещины и усталостными бороздками. Разработан фрактографический метод определения ДОД в этих условиях, и проведена его верификация на основании сравнения фрактографически реконструированной кинетики трещины МЦУ с данными непосредственного наблюдения за развитием трещины на поверхности диска.

Кинетическая зависимость $S(\Delta K)$, откалиброванная с учетом влияния на величину S частоты нагружения, используется также при фрактодиагностике трещин МнЦУ. Особенно актуальна эта проблема при диагностике динамической аэроупругой неустойчивости (флаттера) рабочих колес (РК) компрессоров АГТД. Флаттер может приводить к появлению усталостных трещин в наиболее нагруженных зонах РК; при этом колебания бывают настолько интенсивными, что уже вблизи очага разрушения реализуется вторая стадия развития трещин, связанная с действием МПРР и формированием усталостных бороздок. Микрофрактографический анализ позволяет определить период роста трещины (по количеству бороздок) и уровень вибронапряжений при зарождении трещины (по шагу бороздок вблизи очага разрушения). Для решения последней задачи проводится расчётное моделирование НДС РК с трещиной при колебаниях по той форме, по которой реализовался флаттер: фронт трещины располагается вблизи очага разрушения в области измерения величины S , его конфигурация устанавливается на основании фрактографических исследований. Далее по зависимости $S(\Delta K)$ вычисляется значение ΔK , определяется соответствующая ему амплитуда колебаний лопатки, а затем при колебаниях с этой амплитудой лопатки без трещины находится амплитуда вибронапряжений в области зарождения трещины. Определённый таким образом уровень интенсивных вибронапряжений при флаттере РК хорошо согласуется с данными бесконтактной виброакустической диагностики флаттера, основанной на анализе виброакустических процессов в окрестности РК.

Список литературы:

1. Туманов Н.В. Стадийность кинетики усталостных трещин и механизм периодического расслаивания-разрыва // Деформация и разрушение материалов: Труды Первой международной конференции. В 2-х томах. Т.1. М.: ИМЕТ РАН, 2006. С. 85-87.
2. Туманов Н.В. Физико-механические аспекты устойчивого роста усталостных трещин // Вестник Московского авиационного института. 2011. Т.18, №2. С.132-136.

МЕТОД РЕШЕНИЯ СИСТЕМЫ УРАВНЕНИЙ СОСТОЯНИЯ В РАМКАХ ТРЕХ-ПОДРЕШЕТОЧНОЙ МОДЕЛИ В ПРИБЛИЖЕНИИ 3-Х КООРДИНАЦИОННЫХ СФЕР ДЛЯ ФЕРРОМАГНИТНЫХ ОЦК-РАСТВОРОВ СИСТЕМЫ Fe-Cr

Удовский А.Л., Купавцев М.В., Васильев Д.А.

*Россия, Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и материаловедения
им. А.А. Байкова РАН udovsky@imet.ac.ru*

THE METHOD OF SOLUTION FOR THE EQUATIONS SET OF THE STATE IN FRAMEWORK OF THE THREE – SUB-LATTICES MODEL IN THREE COORDINATION SPHERES APPROXIMATION FOR FERROMAGNETIC BCC – SOLUTIONS IN THE FE-CR SYSTEM.

Udovsky A.L., Kupavtsev M.V., Vasilyev D.A.

Abstract .

In the framework of the three – sub-lattices model in three coordination spheres approximation the method of solution for the equations set of the state have been obtained.

В настоящей работе рассматривается применение метода результата для расчета распределения атомов компонентов для бинарного твердого раствора с ОЦК – структурой по подрешеткам расширенной ячейки, система узлов которой изоморфна структуре DO_3 , в зависимости от состава сплава. В рамках трехподрешеточной модели для бинарных сплавов рассматривается расширенная ячейка, содержащая 8 ОЦК решеток, в которой могут размещаться 16 атомов. В приближении 3-х координационных сфер записывается функционал свободной энергии межатомного взаимодействия атомов обоих компонентов, которые могут располагаться во всех трех подрешетках. Учет размерного фактора производится в виде разложения межатомных энергии по различным степеням смещений атомов из узлов идеальной кристаллической решетки до 2-го порядка включительно. Это позволяет энергию статистических смещений атомов записать в рамках теории упругости с использованием упругих модулей по различным кристаллографическим направлениям ОЦК решетки. Ранее в работе [1] была получена для основного состояния система уравнений посредством минимизации функционала свободной энергии по независимым конфигурационным степеням свободы, а также по статическим смещениям атомов, обусловленной наличием размерного фактора. Значения энергетических параметров модели были получены путем “привязки” к энтальпии смещения, рассчитанной с использованием квантово-механических расчетов для ОЦК - сплавов в ферромагнитном состоянии системы Fe-Cr при 0 К, рассчитанным в работах [2-3]. Такая процедура позволяет проводить дальнейший расчет распределения атомов компонентов по различным подрешеткам в зависимости от состава и температуры, используя полученные начальные энергетические параметры. Систему уравнений состояния, полученную посредством минимизации функционала свободной энергии по независимым внутренним степеням свободы и состоящую из трех уравнений, удастся расцепить на систему из 2-х уравнений, которая параметрически зависит от решения третьего уравнения. Далее к полученной в результате расцепления системе из двух уравнений применили метод результата. Благодаря такому оригинальному подходу мы получили систему решений, которые не зависят от начального приближения. Таким образом, удалось разработать автономный алгоритм для решения поставленной задачи. Решение системы уравнений состояния, содержащей три уравнения параметрически зависящих от состава сплавов сопоставлены с результатами экспериментов по ближнему порядку, полученные методом рассеяния нейтронов.

Настоящие исследования выполнены при поддержке грантом РФФИ № 09-03-00983-а.

Литература:

1. A.L. Udovsky, M.V. Kupavtsev, D.A. Vasilyev. Application of the three – sub-lattices model at three – coordination spheres approximation for calculation of concentration dependence of atoms distribution for bcc-solid solutions of the Fe-Cr system. 3-я Международная конференция. HighMatTech.3–7 октября 2011 г. Киев, Украина.
2. P. Olsson et al. J. Nuclear Materials, 2003, v. 321, p. 84-90.
3. А.А. Мирзоев, М.М. Ялалов, Д.А. Мирзаев. ФММ, 2003, т. 97, с.336.

РАЗРАБОТКА РАСЧЕТНОЙ МОДЕЛИ, ОПИСЫВАЮЩЕЙ МЕХАНИЗМ РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ

Усманова Р.Р.

*Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа, Россия
E-mail Usmanovarr@mail.ru*

WORKING OUT OF THE COMPUTATIONAL MODEL PRESENTING THE MECHANISM OF DESTRUCTION OF MATERIALS

Usmanova R.R.

In a computational model crack extending is observed as process of formation and growth of microdestructions in plastically strained material. As key parametres in model results of measurements serve in the samples destroyed at a loading by a stress wave. Dynamic stresses pay off in the assumption of two-dimensional character of extending of waves.

Имеющиеся данные показывают, что распространение трещины происходит в результате микроразрушения в области перед фронтом трещины. За такой механизм распространения трещины ответственны свойственные материалу слабые места. Обычно такими местами становятся благоприятно расположенные границы зерен и плоскости скола. Включения и частицы второй фазы также провоцируют микроразрушения путем разделения по границам или растрескивания самих частиц. Слабые места на пути распространения трещины могут разрушаться раньше, чем их достигнет фронт трещины, в связи с увеличением напряжений впереди трещины.

Детально этот механизм не был количественно смоделирован. Распространение трещины рассматривается обычно как движение через однородную среду сплошного фронта трещины, разделяющего разрушенный и не разрушенный материал. Такой подход оказывается простым для расчета и нередко дает результаты, нужные при конструировании. (Например, трещиностойкость материала по отношению к страгиванию трещины представляет собой характеристику материала, вытекающую из континуальных рассмотрений, которая нашла значительные практические применения.) Однако в других случаях применение упрощенных континуальных подходов натолкнулось на трудности, в частности, при описании останковки трещины.

В настоящее время возможно более реальное моделирование распространения трещины. К сожалению, большинство исследователей, для решения задач механики разрушения, концентрируют внимание на более точном расчете геометрии и вносят мало дополнительных усовершенствований в моделирование процесса разрушения. В результате недостаточно быстро растет наше понимание физического смысла трещиностойкости и того, каким образом она зависит от микроструктуры, скорости деформации, температуры и т. д. Осмысление в этой сфере может быть наилучшим образом достигнуто благодаря разработке расчетных моделей, детально описывающих реальный процесс разрушения.

В настоящее время важнейшей задачей является нахождение теоретических соотношений, которые могли бы точно описать процесс микроразрушения в конце распространяющейся трещины. Конечно, предложен ряд моделей образования микроразрушения вблизи включений или на плоскостях скола и тому подобных явлений, и все они описывают до известной степени хорошо поведение данного материала при заданных условиях нагружения (обычно в области, где образуется шейка в растягиваемом образце). Кроме того, некоторые модели образования и роста микроразрушений могли бы быть объединены для того, чтобы дать возможность предсказать распределение размеров полостей при произвольных историях нагружения. Однако критерии, используемые в современных моделях, основаны на обширной области параметров, которые могут не быть физически адекватными. К примеру, не ясно, обуславливается ли разрушение по границе матрица — включение сдвиговым напряжением, сдвиговой деформацией, нормальным напряжением или некоторой их комбинацией. Кроме того, представляется, что не существует адекватной модели слияния микроразрушений. Таким, образом, разработка достоверной

теоретической модели возникновения, развития и слияния микроразрушений должна быть реализована в недалеком будущем.

Подходом, который мог бы иметь шансы на скорейший успех, является подход, основанный на анализе результатов наблюдений и примененный для разработки способа предсказания разрушения при кратковременных импульсивных нагрузках. Степень разрушения, протекающего при импульсе растяжения, оценивается количественно путем вычисления и измерения размеров отдельных микроразрушений, видимых на полированной части поперечного сечения ударных образцов.

Значительное число микроразрушений позволяет использовать статистический подход и построение функций распределения повреждений. Связав подобные данные с историей нагружения, мы получим эмпирические соотношения, описывающие образование и скорости роста микроразрушений. Таким образом, подход не учитывает механические особенности образования и роста микроразрушений, такие, как распределение размеров или расстояния между образующими зародыши микроразрушений неоднородностями, а также не касается дислокационных моделей, описывающих развитие полостей. Вместо этого законы образования и роста микроразрушения записываются непосредственно по данным измерений микроразрушений.

Применение этого подхода к ряду вязких и хрупких металлов и сплавов показало, что образование и рост микроразрушений можно описать следующими соотношениями:

$$\dot{N} = \dot{N}_0 \exp \frac{\sigma - \sigma_{no}}{\sigma_1}$$

$$\dot{R} = \frac{\sigma - \sigma_{go}}{4\eta} R$$

где \dot{N} — скорость образования микроразрушений, представляющая экспоненциальную функцию растягивающих напряжений σ ; \dot{R} — скорость роста микроразрушений, линейно зависящая от напряжений и размера микроразрушения R . Остальные параметры представляются как характеристики материала, описывающие различные аспекты микромеханического поведения, их значения определяются по соответствующим данным.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ РЕОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ДИСПЕРСНЫХ СРЕД ПРИ НАЛИЧИИ ЖИДКОЙ ФАЗЫ

Федоров И.А.¹, Кондращенко В.И.¹, Дорняк О.Р.²

¹Россия, Московский государственный университет путей сообщения, fedorov-ia@yandex.ru

²Россия, Воронежская государственная лесотехническая академия, olga@dorn.ru

MATHEMATICAL MODELLING OF RHEOLOGICAL PROPERTIES OF DISPERSE ENVIRONMENTS IN THE PRESENCE OF THE LIQUID PHASE

Fyodorov I.A., Kondrashchenko V.I., Dorniyk O.R.

The mathematical model of rheological properties of disperse environments in the presence of the liquid phase is resulted.

Одной из малоизученных областей является математическое моделирование свойств материалов, проявляющих реологические свойства, с учетом воздействия на них электромагнитных полей. В общем случае характеристики жидкой среды $\sigma, \tau, \mu, \lambda$ существенно изменяются в трех направлениях. В этом случае исходные уравнения удобно записать следующим образом:

$$\delta_{ijk} \frac{\partial E_k}{\partial x_j} = \frac{-\tau}{c} \frac{\partial H_i}{\partial t}; \quad \delta_{ijk} \frac{\partial H_k}{\partial x_j} = \frac{4\pi\sigma}{c} \left(E_i + \frac{\tau}{c} \delta_{ijk} v_j H_k \right); \quad \frac{\partial}{\partial x_j} (\tau H_i) = 0 \quad (1)$$

$$\frac{\partial}{\partial x_j} \left[\sigma \left(E_i + \frac{\tau}{c} \delta_{ijk} v_j H_k \right) \right] = 0; \quad f_i = \frac{\sigma \tau}{c} \delta_{ijk} \left(E_j + \frac{\tau}{c} \delta_{jlm} v_l H_m \right) H_k; \quad \frac{\partial \rho}{\partial t} + \frac{\partial}{\partial x_i} (\rho v_i) = 0 \quad (2)$$

$$\frac{\partial}{\partial x_j} \left\{ -P(\rho) \delta_{ij} + \lambda \frac{\partial v_l}{\partial x_l} \delta_{ij} + \mu \left(\frac{\partial v_i}{\partial x_j} + \frac{\partial v_j}{\partial x_i} \right) \right\} = \rho \frac{\partial v_i}{\partial t} + \rho v_j \frac{\partial v_i}{\partial x_j} - f_i; \quad (3)$$

где: δ_{ijk} – тензор Леви-Чивита; λ, μ – коэффициенты вязкости; σ, τ – магнитная и электрическая проводимости; ρ – плотность; v_k – скорость течения жидкости; E_k, H_k – вектор электрического и магнитного полей; P – гидростатическое давление; t – время; c – скорость света.

Используя методику осреднения для нахождения решений системы уравнений (1)-(3), вводим фиктивные «быстрые» переменные $\xi_i = \frac{x_i}{\varepsilon}; i = \overline{1,3}$

Проведем асимптотические преобразования исходных уравнений $H_k = \varepsilon^s H_k^s, E_k = \varepsilon^p H_k^p, v_k = \varepsilon^q$ суммирование по $s, p, q = \overline{0, N}$. Каждая из функций в зависимости от аргументов (ξ_i, x_i, t) . В результате преобразований получим рекуррентные системы не связанных уравнений, в отличие от связанной системы уравнений (1)-(3). Выпишем уравнения, полученные как коэффициенты асимптотического ряда, при степенях малого параметра ε^{-1} .

$$\delta_{ijk} \frac{\partial H_k^o}{\partial \xi_j} = 0; \quad \tau \frac{\partial H_k^o}{\partial \xi_j} = 0; \quad \delta_{ijk} \frac{\partial E_k^o}{\partial \xi_j} = 0 \quad \delta_{ijk} \frac{\partial E_k^o}{\partial \xi_j} + \delta_{ijk} \frac{\partial H_k^o}{\partial \xi_j} v_j^o = 0 \quad (4)$$

$$\frac{\partial}{\partial \xi_j} \left[\lambda \left(\frac{\partial v_l^o}{\partial x_l} + \frac{\partial v_l^1}{\partial \xi_l} \right) \delta_{ij} + \mu \left(\frac{\partial v_i^o}{\partial x_j} + \frac{\partial v_i^1}{\partial \xi_j} + \frac{\partial v_j^o}{\partial x_i} + \frac{\partial v_j^1}{\partial \xi_i} \right) \right] \quad (5)$$

Система уравнений (4), (5) — система дифференциальных уравнений второго порядка с переменными коэффициентами, для нахождения решений выбираем функции следующего вида

$$H_k^o = \left(\frac{\partial \Phi_l}{\partial \xi_k} + \delta_{kl} \right) \overline{H}_l^o, \quad E_i^o = \left(\frac{\partial \Psi_l}{\partial \xi_k} + \delta_{ij} \right) \overline{E}_j^o + \frac{\partial \Psi_{kl}}{\partial \xi_i} v_k^o \overline{H}_l^o, \quad v_i^1 = V_{ijk} \frac{\delta v_i^o}{\delta x_k} + \overline{v}_i^1. \quad (6)$$

В (6) функции с чертой не зависят от «быстрых» переменных. Краевые задачи для функций зависящих только от «быстрых» переменных имеют нулевые граничные условия, но не нулевую правую часть.

Найденные из системы (6) функции $\Phi_l, \Psi_{kl}, \Psi_l, V_{ijk}$ подставляют в нулевое приближение асимптотического ряда и проделывают эту подстановку необходимое количество раз для достижения заданной точности. Решение представляет собой отрезок асимптотического ряда с коэффициентами, зависящими от «быстрых» переменных.

КВАНТОВОХИМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭЛЕКТРОННОЙ СТРУКТУРЫ НАПРЯЖЕННЫХ НАНОКРИСТАЛЛОВ КРЕМНИЯ НА ГЕРМАНИЕВОЙ ПОДЛОЖКЕ

Филиппов В.В., Власов А.Н.

Россия, Липецкий государственный педагогический университет, e-mail: wwfilippov@mail.ru

QUANTUM SIMULATION OF ELECTRONIC STRUCTURE STRAINED NANOCRYSTALS OF SILICON ON GERMANIUM SUBSTRATES

Filippov V.V., Vlasov A.N.

Presents the results of optimization of atomic structure and the calculation of the electronic characteristics of strained silicon clusters Si51 on a germanium substrate. Analyze the influence of strain and substrate on the distribution of electronic states.

В производстве полупроводниковых приборов в настоящее время происходит переход на уровень нанотехнологий, вследствие чего кластеры различных полупроводников, как потенциальные заменители объемных кристаллических материалов, являются объектом интенсивных исследований. Эти исследования необходимы для прогнозирования свойств полупроводниковых изделий, т.к. для одного и того же числа атомов наноструктур при относительно незначительном изменении геометрии изменяется их энергия связи, распределение электронной плотности, энергетический спектр и другие важные параметры.

Большой интерес на сегодняшний день вызывают исследования свойств кремниевых наноструктур, получаемых на подложках с параметрами решетки, отличными от кристаллического кремния, и находящихся по этой причине в напряженном состоянии.

В данной работе выполнен расчет некоторых электронных свойств напряженных кремниевых наночастиц, с учетом взаимодействия граничных атомов с германиевой подложкой. Для исследования электронных свойств кремниевых кластеров нами был использован квантовохимический метод NDDO PM3. Заряд на атомах определялся по методу Малликена. Для расчета оптимальной геометрии макромолекул и нанобъектов нами был использован один из методов, хорошо согласующихся с экспериментом – метод ММ+, являющийся модификацией силового поля ММ2.

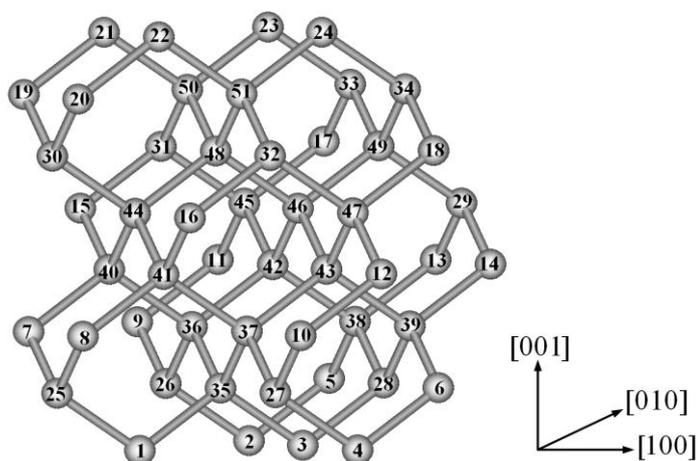


Рис. 1. Строение недеформированной наноструктуры Si_{51} .

Для учета влияния деформации и взаимодействия с подложкой на свойства структуры были рассмотрены четыре вида кремниевых нанокристаллов:

Структура 1. Кремниевый нанокристалл как кластер идеальной решетки недеформированного кремния (с постоянной решетки 5.431\AA). В качестве объекта исследования была выбрана структура из 8 элементарных кристаллических ячеек ($2 \times 2 \times 2$), при этом атомы, имеющие только одну связь, удалялись. В итоге получили структуру из 51 атома (Si_{51}), приведенную на рис. 1. На данном рисунке поверхностные атомы с двумя незаполненными связями имеют порядковые номера 1 – 24, промежуточные (имеющие три связи) – 25 – 34, внутренние (имеющие четыре связи) – 35 – 51.

Структура 2. Кремниевый нанокристалл Si_{51} как кластер монокристаллического кремния, растянутый вдоль плоскости (001) и сжатый в направлении [001]. Величина растяжения в направлениях [100] и [010] выбиралась 4% (разница постоянных решеток кремния и германия), величина сжатия в направлении [001] определена как 3.1%.

Структура 3: Исходная кремниевая структура вида 2 оптимизировалась методом ММ+, при этом координаты нижних атомов (1–4 на рис. 1) фиксировались для моделирования сцепления с подложкой.

Структура 4: В исходной структуре вида 2 эффекты взаимодействия граничных атомов кремниевого кластера (атомы 1–4 на рис. 1) с германиевой подложкой учитывалось путем насыщения водородом ненасыщенных связей этих атомов. Затем геометрия структуры оптимизировалась методом ММ+, при этом положения граничных атомов кремния, насыщенных водородом, оставались фиксированными. Насыщение незаполненных связей атомов кремния, граничащих с подложкой, именно водородом объясняется близкими значениями электроотрицательностей водорода и

германия. Отметим, что визуальные отличия структур 2 – 4 от структуры 1 в масштабах рис. 1 почти не заметны.

Для указанных структур 1 – 4 были определены координаты и эффективные заряды атомов, позволяющие судить о степени заселенности орбиталей и распределении электростатического потенциала внутри нанокристалла и вблизи его поверхности.

Показано, что для структур 1, 2 наибольшие значения длин связей характерны для внутренних областей нанокластеров, и при переходе от структуры 1 к структуре 2 средняя длина связи за счет деформации растяжения возрастает, однако последующая оптимизация структуры возвращает среднюю длину связи к значению близкому к кристаллическому кремнию (структуры 3, 4).

Наиболее существенно меняется величина эффективного заряда на атомах при переходе к структуре 4, тогда как для структур 1-3 средние значения зарядов изменяются менее значительно. При этом заряд положителен лишь для атомов, имеющих по две незаполненные связи. Отметим, что в структурах 1 – 3, в которых не учитывается взаимодействие с подложкой и которые фактически представляют изолированный кластер в вакууме, граничные атомы кремния (1–4) по величине заряда не отличаются от прочих поверхностных атомов. Средние эффективные заряды на этих атомах для структур 1, 2 и 3 составляют соответственно $+0.210$, $+0.193$ и $+0.211e$. Однако учет взаимодействия граничных атомов с подложкой германия (насыщенные водородом) в структуре 4 приводит к значительному уменьшению среднего заряда на этих атомах – до величины $+0.095e$. Тем не менее, эти атомы сохраняют положительный знак заряда и, соответственно, положительный потенциал, что качественно верно – электроотрицательность германия (2.0) несколько выше, чем кремния (1.9).

Показано, что при деформации растяжения нанокластера кремния (структура 2) поднимается положение нижнего незаполненного и верхнего заполненного состояния, причем положение верхнего заполненного состояния изменяется более существенно. Заметим, что при переходе от структуры 1 к 4 плотность электронных состояний существенно не изменилась. Величина энергетической щели между верхним заполненным состоянием и нижним незаполненным состоянием (HOMO-LUMO щель) для любого из рассматриваемых нанокластеров больше ширины запрещенной зоны объемного кристалла.

Основные выводы.

1. Расчет оптимальной атомной геометрии напряженных кремниевых наноструктур методом силовой динамики ММ+ показывает существенный разброс длин связей в этих структурах. При оптимизации структуры необходимо учитывать влияние подложки.

2. Перенос электронного заряда в кремниевых наноструктурах осуществляется от поверхностных атомов к внутренним, т.е. атомы поверхности являются донорами. Взаимодействие граничных атомов с подложкой германия приводит к значительному уменьшению среднего заряда на этих атомах при сохранении его знака, т. е. на границе раздела нанокластер кремния – подложка германия в области нанокластера имеется эффективный положительный заряд.

3. Энергетическая щель между верхним заполненным состоянием и нижним незаполненным состоянием напряженной структуры изменяется при деформации не очень существенно. Для напряженного нанокристалла кремния верхний заполненный и нижний незаполненный уровни расположены выше, чем в ненапряженном нанокристалле.

4. Значительное изменение рассчитанных электронных свойств напряженных кремниевых структур при учете взаимодействия с подложкой свидетельствует о том, что в расчетах электронных свойств полупроводниковых наноструктур на подложке следует не только оптимизировать геометрию, но и необходимо учитывать условия на границе раздела.

НЕЛИНЕЙНЫЕ МОДЕЛИ ДЕФОРМИРУЕМЫХ СРЕД В ЗАДАЧАХ ДИНАМИКИ БУРОВЫХ ШТАНГ С УЧЕТОМ КОНЕЧНЫХ ДЕФОРМАЦИЙ

Хаджиева Л.А., Кыдырбекулы А.Б.

Казахстан, Казахский национальный университет им. аль-Фараби, khadle@mail.ru

NONLINEAR MODELS OF DEFORMABLE MEDIUMS IN THE PROBLEMS OF DYNAMICS OF BORING BARS TAKING INTO ACCOUNT FINITE DEFORMATIONS

Khajiyeva L.A., Kydyrbekuly A.B.

Movement of boring columns of not deep drilling with the account of nonlinear factors is modeled. Finiteness of deformations of a chisel bar which can take place under the influence of the variable external twisting moments and axial forces is supposed. This fact makes essential influence on the character of movement of a chisel bar. It is imposing of oscillatory process on a nominal state of a chisel bar, change of peak-frequency characteristics, and, as consequence, loss of dynamic stability of a bar.

Моделируется движение буровых штанг неглубинного бурения с учётом нелинейных осложняющих факторов.

Из практики бурения известно, что около 30% пробуренных скважин бракуются ввиду поломки буровых штанг либо искривления скважин ввиду нарушения режимов их бурения. Причиной тому являются многочисленные геологические и технические факторы, вызывающие большие перемещения буровой штанги и потерю устойчивости её движения. К основным техническим факторам увода буровой штанги от первоначального состояния можно отнести увеличение длины штанги, ведущее к её гибкости, и соответственно, возможности появления конечных перемещений под действием больших переменных инерционных сил, моментов и осевых нагрузок; начальные несовершенства самой штанги в виде её начальной кривизны; динамические поперечные воздействия, возникающие при бурении; колебания штанги и др., с которыми нельзя не считаться. В связи с этим, одной из основных задач разработчиков и исследователей в данной области является совершенствование и создание адекватных математических моделей движения буровых штанг в целях обеспечения их оптимальных, безаварийных режимов работы.

Большинство известных динамических моделей буровых штанг линейны и основаны на допущении малости их упругих деформаций, тогда как выше указанные причины ведут к появлению конечных перемещений и, соответственно, нелинейности динамической модели. В этом случае применение известных линейных моделей для анализа движения буровых штанг не допустимо, так как они носят ограниченный характер и могут привести к ошибочным результатам.

В работе допускается конечность деформаций буровой штанги, которая может иметь место под действием переменных внешних крутящих моментов и осевых сил. Данный факт оказывает существенное влияние на характер движения буровой штанги – происходит наложение колебательного процесса на номинальное состояние буровой штанги, изменение амплитудно-частотных характеристик, и, как следствие, потеря динамической устойчивости штанги.

Построение нелинейных моделей основано на применении теории конечных деформаций В.В.Новожилова, согласно которой тензор деформации задается следующим образом:

$$\begin{aligned}\varepsilon_{xx} &= \frac{\partial U}{\partial x} + \frac{1}{2} \left[\left(\frac{\partial U}{\partial x} \right)^2 + \left(\frac{\partial V}{\partial x} \right)^2 + \left(\frac{\partial W}{\partial x} \right)^2 \right], & \varepsilon_{xy} &= \frac{\partial U}{\partial y} + \frac{\partial V}{\partial x} + \frac{\partial U}{\partial x} \frac{\partial U}{\partial y} + \frac{\partial V}{\partial x} \frac{\partial V}{\partial y} + \frac{\partial W}{\partial x} \frac{\partial W}{\partial y}, \\ \varepsilon_{yy} &= \frac{\partial V}{\partial y} + \frac{1}{2} \left[\left(\frac{\partial U}{\partial y} \right)^2 + \left(\frac{\partial V}{\partial y} \right)^2 + \left(\frac{\partial W}{\partial y} \right)^2 \right], & \varepsilon_{xz} &= \frac{\partial U}{\partial z} + \frac{\partial W}{\partial x} + \frac{\partial U}{\partial x} \frac{\partial U}{\partial z} + \frac{\partial V}{\partial x} \frac{\partial V}{\partial z} + \frac{\partial W}{\partial x} \frac{\partial W}{\partial z}, \\ \varepsilon_{zz} &= \frac{\partial W}{\partial z} + \frac{1}{2} \left[\left(\frac{\partial U}{\partial z} \right)^2 + \left(\frac{\partial V}{\partial z} \right)^2 + \left(\frac{\partial W}{\partial z} \right)^2 \right], & \varepsilon_{yz} &= \frac{\partial V}{\partial z} + \frac{\partial W}{\partial y} + \frac{\partial U}{\partial y} \frac{\partial U}{\partial z} + \frac{\partial V}{\partial y} \frac{\partial V}{\partial z} + \frac{\partial W}{\partial y} \frac{\partial W}{\partial z}.\end{aligned}\quad 1)$$

В рамках второй системы упрощений теории В.В. Новожилова получена обобщённая форма потенциала упругого деформирования для трёхмерных сред. Построение динамической модели осуществляется на базе энергетического принципа Остроградского-Гамильтона.

При рассмотрении движения буровой штанги как вращающегося длинного стержня под действием переменной продольной силы $N(x,t)$ и переменного крутящего момента $M(x,t)$:

$$N(x,t) = \alpha_2 N_0(x) + \beta_2 N_t(x) \Phi_n(t), \quad (2)$$

$$M(x,t) = \alpha_1 M_0(x) + \beta_1 M_t(x) \Phi_m(t), \quad (3)$$

где $\Phi_n(t)$ и $\Phi_m(t)$ – некоторые периодические функции периода $T_1 = \frac{2\pi}{\theta_1}$, $T_2 = \frac{2\pi}{\theta_2}$,

характеризующие изменение внешних действующих нагрузок N, M ; $\alpha_1, \alpha_2, \beta_1, \beta_2$ – параметры, с точностью до которых заданы постоянные и периодические составляющие внешник нагрузок, получены нелинейные уравнения поперечных колебаний буровой штанги.

Для случая прямолинейной штанги, сжатой переменной по длине продольной силой $N(x,t)$, дифференциальное уравнение ее изогнутой оси представлено в виде:

$$EJ \frac{\partial^2}{\partial x^2} \left[\frac{\partial^2 V}{\partial x^2} \left(1 - \frac{3}{2} \left(\frac{\partial V}{\partial x} \right)^2 \right) \right] + \frac{\partial}{\partial x} \left[N(x,t) \frac{\partial V}{\partial x} \right] + K_1 V = \frac{\gamma F}{g} \frac{\partial^2 V}{\partial t^2}. \quad (4)$$

Граничные условия при шарнирном опирании выражают равенство нулю перемещения и изгибающего момента:

$$V = EJ \frac{\partial^2 V}{\partial x^2} = 0 \quad (x = 0, x = l). \quad (5)$$

Этим условиям удовлетворяет решение

$$U(x,t) = \sum_{k=1}^{\infty} f_k(t) \sin \frac{k\pi x}{l}. \quad (6)$$

Подставляя решение (6) в уравнение изогнутой оси штанги и применяя прямой вариационный метод Бубнова-Галёркина, последнее приводится к нелинейным параметрическим уравнениям с одной степенью свободы:

$$\frac{\partial^2 f_k(t)}{\partial t^2} + C_k^2 f_k(t) [1 - 2\nu_k \Phi(t)] + \alpha_k f_k^3(t) = 0, \quad (7)$$

$$\text{где } C_k = \frac{k^2 \pi^2}{l^2} \sqrt{\frac{EJ}{m} \left(1 - \frac{N_0}{N_k} \right)}, \quad N_k = \frac{k^2 \pi^2 EJ}{l^2}, \quad \nu_k = \frac{N_t}{2(N_k - N_0)}, \quad \alpha_k = \frac{3k^4 \pi^4 E}{8\rho l^4}. \quad (8)$$

Рассмотрен случай сжато-скрученной штанги. Модель ее упругого деформирования построена также в рамках нелинейной теории В.В. Новожилова. Уравнения движения буровой штанги в данном случае после соответствующих преобразований имеют вид, аналогичный уравнениям (4) и (7) с учётом влияния момента кручения.

Не представляет труда в нелинейных моделях (4), (7) учесть другие осложняющие факторы, такие как нелинейная инерционность движения штанги, нелинейность диссипативных сил и др.

Разработанная здесь методика построения динамических моделей позволяет рассматривать различные по полноте нелинейные динамические модели. Решение данных моделей позволяет исследователям проводить аналитическую или численную оценку прочностных характеристик буровой штанги, амплитудно-частотных характеристик, а также решения проблем ее динамической устойчивости с определением границ нежелательных резонансных режимов колебаний в целях исключения последних из области рабочей зоны.

GRAPHENE - NANOTUBE ARRAYS COMPOSITE MECHANICAL MODELING BY DISCRETE-CONTINUUM METHOD

Chentsov A.V., Goldstein R.V.

Russia, A.Yu.Ishlinsky Institute for problems in mechanics RAS, chentsov@ipmnet.ru

The unique electrophysical, chemical and mechanical properties of carbon nanotubes (CNTs) predetermine a variety of the areas of their application. These areas can be considerably extended due to the composite nanostructures and branch architectures creation on the CNT basis especially in the combination with the different allotropic forms of carbon. Presently some of such composite nanostructures have been created, for example, CNTs filled with fullerenes, so-called "peapods". Recent success in experimental techniques proved possibility of creation of nanostructures composed of an array of vertically aligned CNTs and a planar graphite layer located at the top of the array (obtained by a high temperature catalytic pyrolysis of acetylene at low pressure (1000 Pa) using localized bimetallic catalyst Co/TiN preliminary deposited on Si/SiO₂ substrate [1] and in other group - using the injection CVD [2]). By controlling the process of fabrication an ordered system of CNT arrays and graphene layers could be obtained. A model of such system was constructed to study its mechanical properties by discrete-continuum method [3]. The method was recently evaluated for the problems on defect formation and fracture of carbon nanomaterials. The paper presents the analysis of setting up a network of atomic interactions for covalent and Van-der-Waals potentials according to the growth mechanisms suggested by the group who did synthesize the considered material.

Each interatomic bond was modeled by an elastic rod with a radius in cross section 0.1 Å. Elastic modulus is defined by the type of considered interaction (covalent or Van-der-Waals) and is calculated from a condition of equality of bond deformation energy and of the rod being modeled. Note that the value of the modulus is an effective value that exceeds greatly the value for common materials as it corresponds to separate pairwise interactions of atoms.

In the system containing both arrays of nanotubes and graphene planes the following conditions are introduced for connecting the molecules together. The connected atoms are coupled by the spatial degrees of freedom, for pairs within 0.8 Å radius from each other, and take part in deformation as a one piece. As at the time of nanotubes and graphene planes construction the corresponding planes are placed to coincide with the boundaries of the open ends of nanotubes, then the considered conditions lead to that only atoms – members of one ring finalizing the nanotube end do take part in coupling with graphene plane. Such approach seems alternative as compared to introducing new covalent interactions between nanotubes and graphene plane, at which the defects of lattice and quality of bonding depends strongly on coincidence of the bonded atoms.

The calculations were performed on the models of separate nanotubes and on models of arrays of nanotubes of various diameter and length. The calculations of elastic modulus were performed by an energetic method. The total energy of deformation was summed out of separate contributions of finite elements.

The Young's modulus for an effective tube varied around 1 TPa, while the modulus for a model of a continuous parallelepiped was lower than 0.5 TPa (depending on the size of the array considered).

The work was supported by RAS Programs P22, 23.

References:

[1] "Self-Organization of Novel Carbon Composite Structure: Graphene Multi-layers Combined Perpendicularly with Aligned Carbon Nanotubes" D.Kondo, S. Sato, Y.Awano, Applied Physics Express, Vol.1, P.074003(2008).

[2] "Composite nanostructure of vertically aligned carbon nanotube array and planar graphite layer obtained by the injection CVD method" V.A. Labunov, B.G. Shulitski, A.L. Prudnikava, Y.P. Shaman, A.S. Basaev, Semiconductor Physics, Quantum Electronics & Optoelectronics. Vol.13. N.2. P.137-141(2010).

[3] "Deformation and Limit States of Carbon Nanotubes Under Complex Loading" A.V. Chentsov, R.V. Goldstein, Fracture of Nano and Engineering Materials and Structures, B. 1T2. 51-52(2006), DOI: 10.1007/1-4020-4972-2_24.

МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДИСЛОКАЦИЙ

Янилкин А.В., Куксин А.Ю.

Россия, Объединенный институт высоких температур РАН Россия, Московский физико-технический институт (ГУ) *aleyanyilkin@gmail.com*

MOLECULAR DYNAMICS MODELING OF DISLOCATION

Yanilkin A.V., Kuksin A.Yu.

The molecular dynamic (MD) simulations presented are devoted to study the mechanisms and kinetics of plasticity of metals and its alloys under strain rates. The rate of nucleation and mobility of dislocations are evaluated from non-equilibrium MD simulations. The influence of temperature, presence of point defects, precipitates and voids on dislocation motion is analyzed.

Работа посвящена исследованию методами молекулярной динамики (МД) механизмов и кинетики пластического деформирования металлов и их сплавов в условиях высокоскоростного нагружения. Для описания межатомного взаимодействия используются потенциалы [1,2,3], построенные на основе метода погруженного атома. На основе МД расчетов определены скорости зарождения дислокаций и их подвижности с точечными дефектами, наноразмерными включениями меди и полостями.

Механизм гомогенного зарождения дислокаций в гцк кристалле заключается в образования зародыша петли частичной дислокации, окружающей дефект упаковки. Определены значения энергии зарождения петель различного радиуса под действием различных сдвиговых напряжений. Хотя критические размеры петель малы (~ 2 нм), имеет место согласие энергии зарождения петель со значениями по теории дислокаций. Получены скорости зарождения (рис.1)

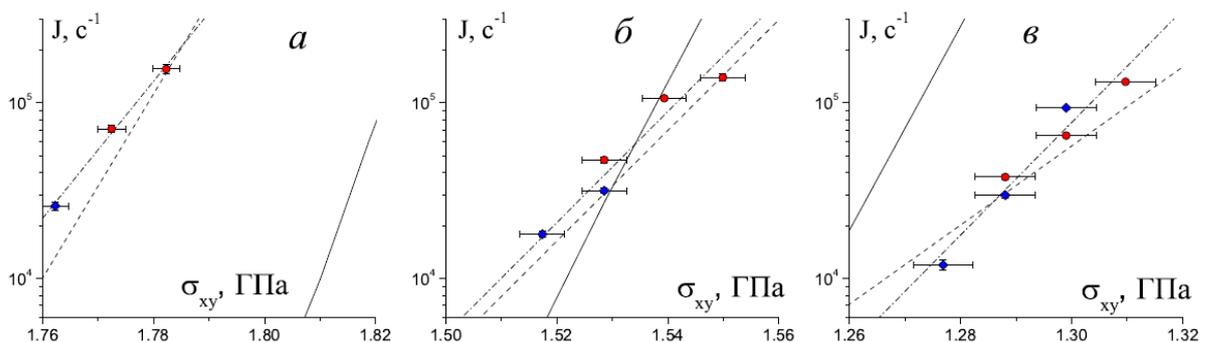


Рис. 1. Зависимость скорости зарождения дислокаций от значений сдвиговых напряжений для трех температур: а) – 300К, б) – 500К, в) – 700К. Точки – МД расчеты, пунктир – аппроксимация по формуле Аррениуса, сплошная – расчет по формуле для энергии петли [4].

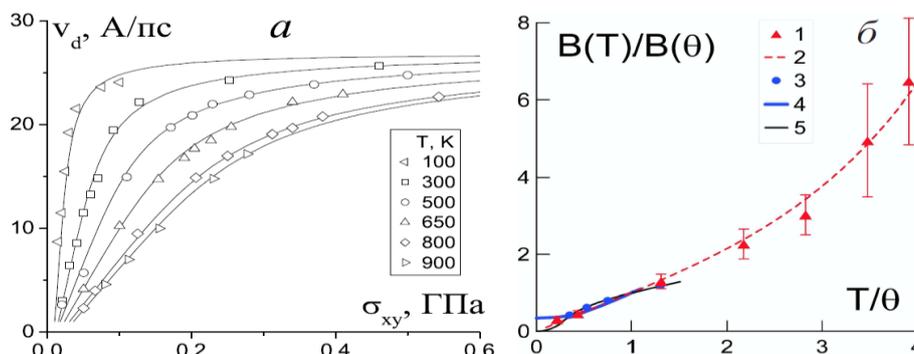


Рис.2. а) - зависимость скорости движения дислокаций в алюминии от величины сдвиговых напряжений. б) – температурная зависимость коэффициента фононного трения.

Рассмотрено движение дислокаций в динамическом режиме, когда сдвиговые напряжения велики и позволяют дислокациям свободно преодолевать барьеры Пайерлса. В таком случае скорость движения дислокаций ограничивается взаимодействием дислокации с колебаниями кристаллической решетки (фононным трением). Рассчитана скорость движения дислокации в монокристалле Al, Cu, Mo в зависимости от приложенного напряжения и температуры. Из полученных данных определена зависимость коэффициента фоннного трения дислокаций от температуры.

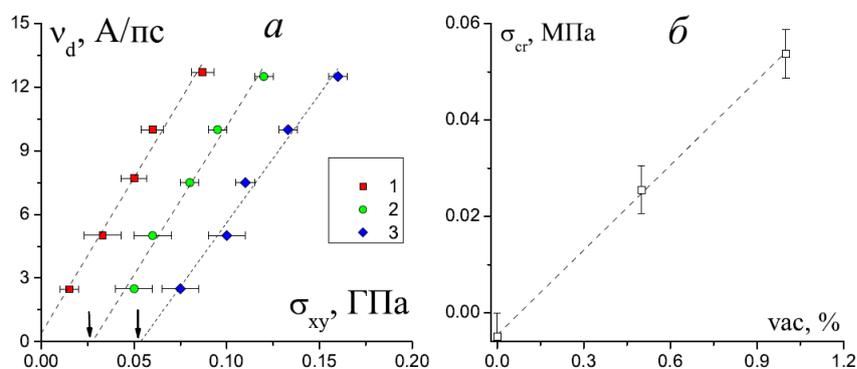


Рис. 3. а) – зависимость скорости движения дислокаций в Cu от сдвиговых напряжений для различных концентраций вакансий: 1 – 0%, 2- 0.5%, 2 - 1%. Стрелками показаны значения критических сдвиговых напряжений. б) – зависимость сдвиговых критических напряжений от концентрации вакансий.

Изучены механизмы влияния точечных дефектов решетки (вакансий и примесных атомов) на подвижность дислокаций. В Mo равномерно распределенные вакансии приводят к возрастанию фоннного трения, связанного с увеличением осцилляций дислокационной линии. В Cu коэффициент трения практически не меняется, а пропорционально концентрации вакансий увеличиваются сдвиговые напряжения, необходимые для динамического движения дислокаций (рис.3.).

Оценены предельные напряжения, необходимые дислокации для преодоления препятствий нанометрового размера: кластеров меди и полостей. С ростом температуры наблюдается снижение предельного напряжения, время же, необходимое для преодоления кластера, наоборот, возрастает. Во всем исследованном диапазоне расстояний и размеров кластеров наблюдается один механизм их преодоления: сильный изгиб дислокационной линии и, после значительной задержки, формирование локальной плоскости сдвига, проходящей через кластер.

На основе полученных данных и модели Орована проведены оценки динамического предела текучести для монокристаллического Al и Al с включениями Cu (4%) постоянного размера 1.5 нм. Оценки согласуются с измерениями динамических пределов текучести в ударно-волновых экспериментах [5].

Расчёты проведены на вычислительных кластерах МФТИ и МСЦ РАН. Работа выполнена при финансовой поддержке грантом Президента РФ МК-3174.2011.8, по грантам РФФИ 09-08-01116-а, программам фундаментальных исследований РАН №2 (коор. ак. Фортов В.Е.), 13 (коор. ак. Савин Г.И.), 22 (коор. ак. Морозов Н.Ф.), ОЕ-12 (коор. ак. Климов Д.М.).

[1] X.-Y. Liu, Wei Xu, S.M. Foiles, J.B. Adams. // Applied Physics Letters, 72, 1578 (1998).

[2] Y. Mishin, D. Farkas, M. J. Mehl, D. A. Papaconstantopoulos // Phys. Rev. B. 59, 3393 (1999).

[3] S. Finnis // Phil. Mag. A. 56, 15 (1987).

[4] Хирт Дж., Лоте И. Теория дислокаций. Перев. с англ. под ред. Надгорного Э.М. и Осипьяна Ю.А., М: Атомиздат, стр. 600 (1972).

[5] G.I. Kanel', V.E. Fortov, S.V. Razorenov. Soviet Physics Uspechi 50, 771 (2007).

РАЗРУШЕНИЕ ТИТАНИТА ПРИ МИКРОИЗМЕЛЬЧЕНИИ, КАК ЭФФЕКТИВНЫЙ ПРИЕМ В ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ МИНЕРАЛЬНОГО АТМОСФЕРОСТОЙКОГО ПИГМЕНТА

Герасимова Л.Г., Маслова М.В.

*Россия. Институт химии и технологии редких элементов и минерального сырья им. И.В. Тананаева
Кольского научного центра РАН, gerasimova@chemy.kolasc.net.ru*

TITANITE MICROGRINDING AS AN EFFECTIVE TECHNIQUE IN THE MINERAL ATMOSPHERE-RESISTANT PIGMENT TECHNOLOGY

Gerasimova L.G., Maslova M.B.

*Russia. I.V.Tananaev Institute of Chemistry and Technology of Rare Elements and Mineral Raw Materials,
Kola Science Centre RAS*

The dependence of surface changes in titanite on the grinding method has been investigated. Dispersing was found to affect the particles grain size and activate them. The latter becomes evident both in complication of the surface relief and increasing of its power characteristics. It has been shown that sphenelike particles can be modified to impart them the ornamental and technical properties typical of atmosphere-resistant pigments.

Измельчение твёрдых материалов широко используется в химической технологии с целью инициирования процессов химического взаимодействия реагентов, в производстве строительных и лакокрасочных материалов, для получения стабильных гомогенных и гетерогенных смесей, для увеличения сорбционной активности материалов. В промышленности измельчение проводится в аппаратах (измельчителях) различной конструкции и соответственно с различным воздействием на измельчаемый материал. Наиболее целесообразной считается классификация измельчителей по способу измельчения: раскалывающе-разламывающего действия, истирающе-раздавливающего действия, ударного действия, ударно-истирающего действия, коллоидного действия. В основу этой классификации положен главный способ, с помощью которого измельчается материал. Конечно же, при осуществлении главного способа не исключаются и другие. Подбор условий измельчения ведётся с учетом твердости материала и его исходной дисперсности.

При измельчении твёрдых тел происходит поглощение подводимой механической энергии и накопление её в потенциальной форме. Материал сначала претерпевает объёмное деформирование и только после этого при определённом механическом усилии он разрушается. Полная работа $U = U_1 + U_2$, где U_1 - объёмное деформирование, U_2 - на образование новых поверхностей. При больших размерах исходных частиц общая работа определяется, главным образом, работой упругого и пластического деформирования, которое характерно при дроблении материала. Чем мельче частицы материала, тем больше усилий затрачивается, что обусловлено образованием новой поверхности.

Изучению процесса измельчения минеральных концентратов и, в частности, с целью повышения их химической активности, посвящено немало работ. В них в основном освещаются научные аспекты механохимической активации, имеющей место при интенсивном измельчении. Практическая же сторона вопроса, связанная с использованием эффекта тонкого измельчения в технологии получения новых видов минеральной продукции, обсуждается недостаточно.

В данной работе изучено влияние различных методов измельчения на морфологию частиц титанита (титаносиликат кальция – CaSiTiO_5), на их оптические и химические свойства с целью использования эффекта механоактивации в технологии получения микродисперсных минеральных частиц, используемых в качестве атмосферостойких пигментов-наполнителей. Далее приведены некоторые результаты исследований.

Согласно приведенным данным удельная поверхность частиц титанита, полученных методом истирания (шаровая мельница), имеет самый высокий показатель. Круто поднимающаяся кривая на графике t-plot свидетельствует о мезопористой структуре поверхности частиц. Отклонение кривой от касательной начинается при $t=1.2$ нм, что соответствует отношению $r/r_0=0.86$ и совпадает с отклонением на соответствующей изотерме адсорбции. Такое совпадение свидетельствует о незначительном присутствии микропор в образце (1.5% от общего объема пор, площадь микропор -

18%). Уменьшение значения суммарной поверхности по сравнению с удельной поверхностью обусловлено низкой поверхностной энергией образца по отношению к N₂. Использование для измельчения образца метода раскола (ударно-центробежная мельница) ведет к снижению пористости измельченного материала, что снижает показатели удельной поверхности и объема пор.

Таблица Поверхностные свойства частиц титаниа

Характеристики поверхности	Тип измельчителя		
	шаровая	ударно-центробежная	вибрационная
S _{уд} , м ² /Г	1.82	1.57	1.42
V _{пор} , см ³ /Г	0.0089	0.0053	0.0055
V _{микропор} , см ³ /Г	0.00013	0.00012	0.00033
S _{микропор} , м ² /Г	0.33	0.30	0.73
R _{ср} , нм	21.71	15.68	24.07

Кривая распределения пор неоднородна, микропоры являются доминирующими на поверхности частиц титаниа. В вибрационной мельнице, для которой характерен истирающе-раздавливающий метод измельчения, отмечено увеличение доли микропор в общем объеме пор до 6%, при этом площадь их составляет 51%. Поровая система в таком образце в основном представлена широкими мезопорами.

Изучено изменение энергетических свойств поверхности частиц титаниа в зависимости от способа измельчения. Установлено, что в процессе диспергирования помимо уменьшения размера частиц происходит их активация, выраженная в усложнении рельефа поверхностного слоя и в повышении его энергетических характеристик. Показано, что добавка при измельчении модификаторов позволяет изменять свойства активной поверхности и, тем самым, регулировать технические, декоративные и малярные характеристики получаемого пигмента-наполнителя.

ОЦЕНКА ОСТАТОЧНОГО РЕСУРСА СТАЛЕЙ С ПРИМЕНЕНИЕМ ФУРЬЕ-ПРЕОБРАЗОВАНИЯ ЦИФРОВОГО ИЗОБРАЖЕНИЯ СТРУКТУРЫ

Писаренко Г.Г.⁽¹⁾, Бялонович А.В.⁽¹⁾, Матокхнюк Л.Е.⁽¹⁾, Ботвина Л.Р.⁽²⁾

⁽¹⁾ Ukraine, Kiev, G.S.Pisarenko Institute for Problems of Strength NAS of Ukraine, mle@ipp.kiev.ua

⁽²⁾ Россия, Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН, botvina@ultra.imet.ac.ru

ASSESSMENT OF A RESIDUAL LIFE OF STEELS WITH THE APPLICATION OF FOURIER-TRANSFORMATION OF THE DIGITAL IMAGE OF STRUCTURE

Pisarenko G.G, Byalonovich A.V., Matokhniuk L.E, Botvina L.R.

The investigation of the fatigue strength of steels 45 and X18N10T and the structural changes during cyclic loading has been carried out. Evaluation of the fatigue damage accumulation has been made by a statistical treatment of the microstructure images. The value of the eccentricity of ellipse in the Fourier transform of the material microstructure is used as a parameter characterizing the material state. A characteristic named material damage coefficient is proposed for quantitative assessment of the material structural changes during cyclic loading. This characteristic is integral and invariant to the cycle asymmetry and the load amplitude value. In the state preceding to the fatigue damage, the material damage coefficient takes a certain value irrespective of the applied load and the cycle asymmetry and can serve as the fatigue damage criterion. From the value of material damage coefficient conclusions can be drawn as to the residual lifetime of the structural material.

Для оценки состояния материала после определенного количества циклов нагружения, необходимо иметь количественную характеристику, которая однозначно отражала бы накопление усталостных повреждений.

Особенностью эволюции структурного состояния металлических материалов при воздействии циклических нагрузок является длительный период и негомогенный характер. Зоны усталостных

повреждений расположены на фоне практически неизменной структуры, а их размер в основном объеме материала не превышает нескольких десятков микрон. Поэтому их вклад в картину структурного состояния материала невелик. Однако с увеличением мощностей вычислительной техники, а также развитием технологии цифровой фотографии, анализ изображений все шире стали применять при изучении процессов усталостного повреждения.

Методика проведения исследований. Исследование структурных изменений при воздействии циклических нагрузок проводили на образцах из сталей 45 и X18H10T. Поверхности рабочей части образцов полировали и травили до выявления структуры. Перед проведением усталостных испытаний на оптическом микроскопе делали снимки, которые являлись исходными изображениями структуры. Затем проводили усталостные испытания с частотой нагружения 120 Гц. Испытания образцов из стали 45 вели при значениях коэффициента асимметрии цикла $R = -1; 0$ и 0.5 при комнатной температуре, а образцы из X18H10T испытывали при $R=0$ и $0,5$ в условиях комнатной температуры и $R=0$ при температурах 300°C и 500°C . В процессе усталостных испытаний, после некоторого числа циклов нагружения, снова фотографировали микроструктуру рабочей части образца.

Методика обработки изображения структуры. При обработке результатов микроструктурных исследований использовали эффект оптического преобразования изображения для получения энергетической картины двумерного Фурье-преобразования и анализ цифровых снимков изображений. Для количественной характеристики изображения в теории обработки цифровых изображений применяют так называемые дескрипторы областей [1]. Проведенные исследования показали, что наиболее подходящими для исследования эволюции структуры являются дескрипторы, получаемые на основании двумерного Фурье-преобразования. При определении интегральной характеристики направленности периодической либо квазипериодической структуры на основании полученной двумерной матрицы коэффициентов Фурье-преобразования рассчитывали эксцентриситет эллипса, вторые моменты m_{20} , m_{02} и m_{11} которого совпадают со вторыми моментами матрицы коэффициентов Фурье. На основании полученных данных находили эксцентриситет эллипса, который отражает отношение между меньшей и большей диагональю и является мерой анизотропии структуры,

$$e = \frac{m_{20} + m_{02} - \sqrt{(m_{20} - m_{02})^2 + 4m_{11}^2}}{m_{20} + m_{02} + \sqrt{(m_{20} - m_{02})^2 + 4m_{11}^2}} \quad (1)$$

В случае, когда изображение не имеет направленных структур, значение эксцентриситета несущественно отличается от единицы. При увеличении количества периодических, либо квазипериодических структур с совпадающим направлением, значение эксцентриситета уменьшается. Величину e можно рассматривать как параметр, характеризующий Фурье-образ цифрового изображения структуры. Учитывая, что вследствие накопления усталостных повреждений структура материала изменяется, он количественно определяет ее текущее состояние. Подробнее методика обработки изображения структуры изложена в работе [2].

Результаты исследований изменения структуры. По соотношению (1) рассчитывали параметр e , характеризующий Фурье-образ цифрового изображения структуры материала. Об изменении структуры материала судили по разности между значениями коэффициента (1) в исходном состоянии материала $e_{исх}$ и в процессе циклического нагружения e . При более низких амплитудах нагрузки такие изменения меньше, чем при высоких. Это объясняется тем, что при меньших амплитудах циклической нагрузки число локальных мест развивающейся микропластической деформации, где возможно появление начальной трещины, меньше, что отражается на изменении $e_{исх} - e$. Разрушение образцов происходит также при более низких значениях указанного параметра. Следует отметить, что изменение параметра $e_{исх} - e$ происходит монотонно, т.е. накопление усталостных повреждений наблюдается постоянно в течение всего исследуемого периода (от 10% до 90% долговечности) нагружения образцов, без стадии стабилизации структуры. Если в качестве характеристики поврежденности материала использовать величину

$$k = \frac{e_{исх} - e}{\sigma_{\max}} \sigma_{0,2} \quad , \quad (2)$$

где σ_{\max} – максимальное напряжение цикла нагрузки, а $\sigma_{0,2}$ – предел текучести материала, то данный параметр растет монотонно и достигает определенной величины к моменту появления усталостной трещины (рис.1). Для каждого материала при данной температуре он подчиняется единой закономерности, конечно, с учетом разброса экспериментальных значений, вне зависимости от амплитуды приложенной нагрузки, а также коэффициента асимметрии цикла, и его можно считать параметром, характеризующим поврежденность материала при циклическом нагружении (коэффициентом поврежденности материала).

На рис. 2 показана зависимость коэффициента поврежденности материала от максимального напряжения цикла в момент, когда до появления макротрещины остается 10% долговечности (k_{\max}). Из приведенных данных следует, что значение коэффициента поврежденности, соответствующее величине k_{\max} , характеризует состояние структуры материала непосредственно перед разрушением независимо от амплитуды и асимметрии циклов нагружения. В связи с этим параметр k_{\max} можно рассматривать как структурный критерий разрушения материала при воздействии циклических нагрузок. Имея зависимость коэффициента поврежденности материала k и величину структурного критерия разрушения k_{\max} , можно определить остаточную долговечность материала конструкции.

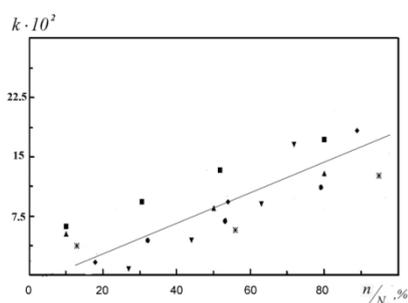


Рис. 1. Зависимость k от относительной долговечности стали 45 при различных амплитудах напряжений и R

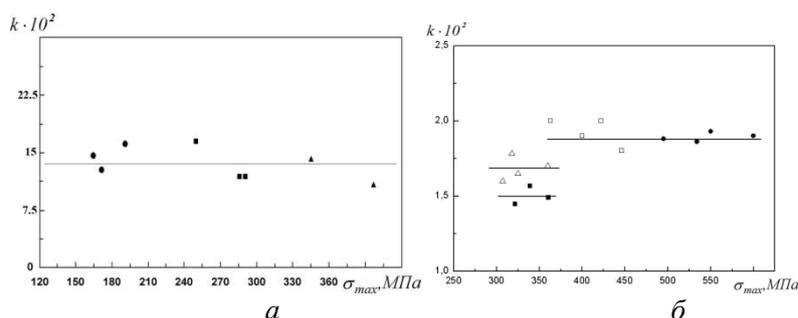


Рис. 2. Зависимость граничного значения k от максимального напряжения цикла: a – для стали 45, b – для стали X18H10T (■ $-R=0, t=500^{\circ}\text{C}$; $\triangle -R=0, t=300^{\circ}\text{C}$; $\square -R=0, t=20^{\circ}\text{C}$; $\bullet -R=0.5, t=20^{\circ}\text{C}$)

Литература

1. Гонсалес Р., Вудс Р. Цифровая обработка изображений. – М.: Техносфера, 2005. – 1072 с.
2. Бялонович А.В. Количественный анализ изменений структуры материала при воздействии циклической нагрузки. Надежность и долговечность машин и сооружений. 2010, Вып. 33, с. 239–247.

ОСОБЕННОСТИ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ ПОЛОСЧАТЫХ ФЕРРИТНО-ПЕРЛИТНЫХ СТРУКТУР

Ануфриев С.В., Дронов В.С., Головин С.А.

Россия, Тульский государственный университет, ptm@tsu.tula.ru

SPECIFICS OF THE FATIGUE DESTRUCTION OF THE FERRITE-PEARLITE DARK STREAK PATTERNS

Anufriev S., Dronov V., Golovin S.

Formation of banded structures is often a consequence of controlled rolling. It is considered the mechanisms of fatigue fracture of low alloy steels with dark streak pattern and the experimental results. It was determined influence factors of the structure exfoliation in front of a fatigue crack. It is established that the exfoliation is due to the uneven distribution of the plastic zone and of the arrangement of nonmetallic inclusions.

Использование технологии контролируемой прокатки (КП) ферритно-перлитных сталей позволяет улучшить прочностные характеристики при высоких значениях хладноломкости и ударной

вязкости без дополнительного легирования. Однако полосчатая структурная неоднородность сталей формирующаяся при обработке оставляет актуальным вопрос об оценке проката по обобщенному критерию механических свойств в z -направлении (или плоскости толщины проката) с учетом усталостной трещиностойкостью [1]. Особого внимания требуют толстостенные детали и элементы конструкций, где реализуется плоскодеформированное напряжённое состояние (ПД). Выход поверхности раскрытия усталостных трещин в плоскость «спайности» ферритных и перлитных слоёв зачастую приводит к хрупкому разрушению путём расслоения. Это определило цель работы – установление механизмов распространения усталостных трещин и структурных факторов, определяющих их морфологию и строение.

В качестве материалов для исследования были выбраны ферритно-перлитные трубные стали различных классов: широко распространённая низколегированная 09Г2С и микролегированная V и Nb сталь 10Г2ФБЮ. В соответствии с ГОСТ 5640-70 полосчатость обеих сталей определяется высшим 5-ым баллом. Прокат из исследуемых сталей, полученный по технологии КП, испытывался на усталость: циклическое растяжение вдоль плоскости прокатки плоских образцов с надрезами (ГОСТ25.502-79). По достижению трещиной размера 3 мм, производился вырез части образца с трещиной и подготавливался шлиф в плоскости касательной к вершине надреза, что позволило исследовать линию фронта трещины в поперечной плоскости образца на микроструктурном уровне. Исследование пошаговых срезов вдоль траектории трещины позволило отследить развитие линии фронта трещины по мере роста интенсивности напряжений [2].

Анализ линии фронта трещины в срезе полосчатой структуры (в z -плоскости) показал множественные расслоения по границам ферритных и перлитных прослоек, где наблюдается скопление игловидных сульфидных включений. Встреча фронта трещины с неметаллическим включением приводит к разрушению по поверхности включения под действием напряжения σ_z – об этом свидетельствует множественные раскрытия внутренних линзообразных трещин в изломах (рис. 1, в). Такой механизм наиболее характерен для стали 09Г2С, где наличие строчечных оксидов и сульфидов оценивался 2-м и 4-м баллами соответственно (ГОСТ 1778-70). При этом смещение линии фронта трещины имеет, как правило, ступенчатый характер, а каждая ступень не превышает размера 3-5 зёрен.

Линия фронта трещины в стали 10Г2ФБЮ характеризуется более протяжёнными смещениями вдоль границ ферритно-перлитных прослоек (расслоениями структуры) – от 5 до 20 зёрен. Такие смещения несвойственны для случая разрушения по неметаллическим включениям - в стали 10Г2ФБЮ отсутствуют строчечные и деформированные неметаллические включения, а имеющиеся – однородны по форме и распределению в структуре. В этом случае расслоение структуры может быть вызвано неравномерным распределением пластической зоны в пакете ферритных и перлитных прослоек, что характерно при высокой степени неоднородности структуры стали 10Г2ФБЮ по отношению к стали 09Г2С.

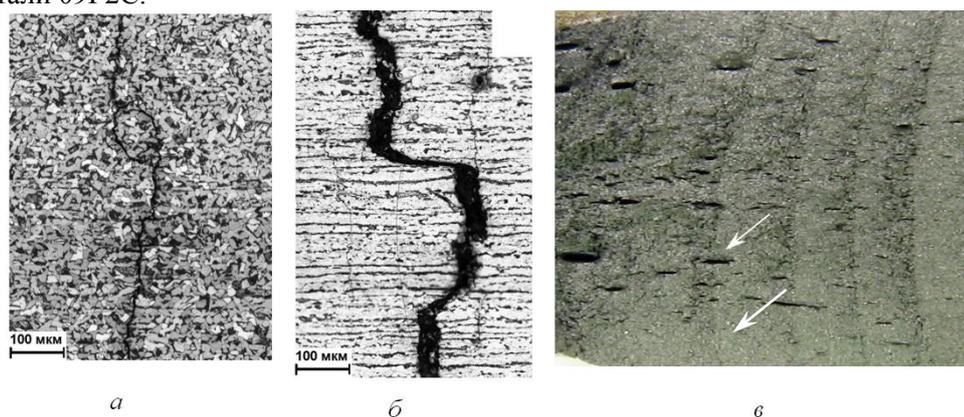


Рис. 1. Траектории распространения трещин в плоскости толщины образца на расстоянии 0,05 мм от вершины надреза, $\sigma_{\max} = 0,6\sigma_{0,2}$: а – 09Г2С; б – 10Г2ФБЮ; в – линзовидные расслоения в изломе плоского образца из стали 09Г2С (горизонтальное положение излома)

С ростом длины трещины в исследованных сталях наблюдали снижение степени расслоения и сглаживание линии фронта трещины. Это связано с ростом интенсивности напряжений в вершине трещины и большей энергией разрушения, в условиях которой структурные барьеры оказывают

меньшее влияние. Анализ экспериментальных результатов позволяет предложить феноменологическая модель механизма распространения усталостных трещин в полосчатых структурах (рис. 2).

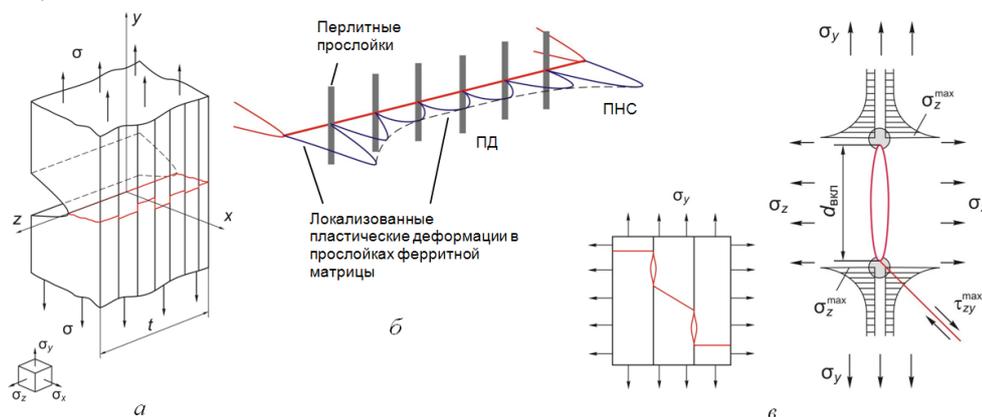


Рис. 2. Модель распространения усталостных трещин в полосчатых структурах: *а* – схема траектории трещины в сечении образца; *б* – формирование локальных пластических деформаций в полосчатой структуре; *в* – каскадное разрушение по линзообразным включениям;

В достаточно толстых слоях феррита (до 3 зёрен) образуются локальные зоны пластичности, сдерживаемые границами в контакте с перлитом. Распространение пластической зоны при циклическом нагружении приводит к скоплению дислокаций и образованию микротрещин на границе прослоек (рис. 2, *б*). Под действием поперечных напряжений $\sigma_z = \nu(\sigma_x + \sigma_y)$ в условиях ПД образовавшаяся трещина может развиваться, приводя к распространению трещины и разрушению вдоль границ перлитных и ферритных полос. При этом определяющим фактором реализации такого механизма является коэффициент интенсивности нормальных напряжений (КИН) для макротрещины: $K_I = \sigma \sqrt{\pi l}$.

Для стали 09Г2С доминирует механизм образования микротрещин по поверхностям деформированных включений типа «линза» (рис. 2, *в*). В этом случае под влиянием компоненты напряжений σ_z происходит раскрытие поверхностей микротрещин на границах неметаллических включений. Каскадное расположение неметаллических включений между прослойками структурных составляющих приводит к слитию поверхностей разрушения (сдвигу) под действием касательной составляющей напряжений τ_{zy} . Фактором, влияющими на развитие разрушения по этой схеме, является локальный КИН: $k_I = \sigma_z \sqrt{\pi l_{\text{вкл}}}$, определяющий рост трещины вдоль неметаллического включения; $k_{II} = \tau_{zy} \sqrt{\pi l_{\text{вкл}}}$, определяющий сдвиговые разрушения от вершин «линз» и их слияние, где $d_{\text{вкл}}$ – диаметр деформированного включения «линзы».

Фронт развития усталостной трещины в полосчатых структурах сталей после контролируемой прокатки перед вершиной малой трещины инициируется преимущественно двумя механизмами: расслоением под действием касательных напряжений, возникших в результате неоднородности формирования пластических деформаций в макронеоднородной структуре, и разрушением неметаллических включений под действием нормальных напряжений. Влияющими факторами при расслоении полосчатой структуры являются концентрация неметаллических включений и степень полосчатой неоднородности. При малых трещинах эти факторы определяют глубину расслоений и сдерживание роста трещин вследствие увеличения длины фронта трещины, однако при размере трещины от 1 мм влияние макроструктурной неоднородности становится незначительным.

Литература

1. Гладштейн Л.И. Слоистое разрушение сталей и сварных соединений / Л.И. Гладштейн, П.Д. Одесский, И.И. Ведяков. – М. : ООО «Интермет Инжиниринг», 2009. – 256 с.
2. Ануфриев С.В., Дронов В.С. Влияние структурной анизотропии на развитие усталостной поврежденности и разрушение сталей 09Г2С и 10Г2ФБЮ // Вестник Тамбовского Университета. Естественные и технические науки. Т.15. Вып.3. Тамбов: Изд-во ТГУ, 2010. С. 905-907.

ВЛИЯНИЕ ФАКТОРА ЧАСТОТЫ ЦИКЛИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ НА ИЗМЕНЕНИЕ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ ПОВЕРХНОСТИ И НАКЛОНА КРИВОЙ УСТАЛОСТИ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ ИЗГИБА ВРАЩАЮЩИХСЯ ОБРАЗЦОВ

Мыльников В.В., Чернышов Е.А., Шетулов Д.И.

*Россия, Нижегородский Государственный Технический Университет им. Р.Е. Алексеева,
mrmylnikov@mail.ru*

THE INFLUENCE OF THE FACTOR OF CYCLIC STRESSING FREQUENCY ON THE CHANGE OF SURFACE'S FAULT PROBABILITY AND PITCH OF S-N DIAGRAM UNDER DEFORMATION OF BEND OF ROTATING TEST SAMPLES

Mylnikov V.V., Chernyshov E.A., Shetulov D.I.

The contrastive analysis of changes of metal fatigue resistance of some pure metals: copper, zinc, cadmium, titanium, and others according to the influence of load cycles' frequency during the deformation of revolving sample's curve 5 mm in diameter and gyration of curved sample 2 mm in diameter are given. Metal fatigue curves and microstructure changes, derived from cyclic loading are shown.

Показатели сопротивления усталости материалов зависят от различных факторов, одним из которых является частота циклов нагружения ω . Чтобы изучить физические зависимости процесса усталости необходимо обусловить показатели ее сопротивления, к которым относятся повреждаемость поверхности (Φ) и наклон кривой усталости к оси циклов $\text{tg } \alpha_w$.

Частота циклов (ω) влияет на показатели сопротивления усталости неоднозначно. Изменение частоты циклических напряжений приводит к изменению скорости деформации, а при нагружении образца сначала деформируется его поверхностный слой. Деформация поверхностного слоя именуется поверхностными эффектами. Поверхностные эффекты есть следствие физических процессов, происходящих в слое с аномальными свойствами. В работе основное внимание уделено исследованию изменений микро и субмикроструктур в процессе циклического нагружения.

Целью работы является определение закономерностей изменения показателей сопротивления усталости материалов в зависимости от влияния частоты циклов нагружения на примере испытания цилиндрических образцов (диаметром 2 и 5 мм.).

Исследователи связывают механизм усталости с развитием поперечного скольжения расщепленных дислокаций, энергия активации (U) которого обратна энергии дефекта упаковки (γ) : $U \approx 1/\gamma$. Поперечное скольжение проявляется в структуре металла в виде широких полос скольжения. Интенсивность образования полос скольжения является мерой поверхностной активности металла. Анализ экспериментальных данных, позволил получить численные значения различных параметров и графические зависимости, связанные с изменением частоты циклического нагружения. Эти данные представлены в табл. 1. Величины напряжений $\sigma_{N=10^6}$ в некоторых случаях условные, т.е. они получены путем продолжения левой ветви кривой усталости до пересечения с ординатой долговечности $N=10^6$ циклов. Есть такие случаи, когда излом кривой усталости соответствует долговечности $N < 10^6$ циклов, но в этом случае мы показываем два числа (пункт 18 в табл. 1).

Все испытанные материалы можно разделить на две группы, из которых первая показывает увеличение параметра $\text{tg } \alpha_w$ с ростом частоты циклов нагружения (ω), а вторая наоборот - уменьшение $\text{tg } \alpha_w$ с увеличением величины ω . Таким образом, в первом случае мы наблюдаем ухудшение показателей сопротивления усталости с увеличением параметра ω , а во втором случае – его улучшение. Однако, надо иметь в виду, что параметр $\text{tg } \alpha_w$ напрямую связан с повреждаемостью поверхности (Φ), и в обеих группах чистых металлов и сплавов рост показателя (Φ) приводит к увеличению $\text{tg } \alpha_w$.

Таблица 1 Параметры сопротивления усталости в связи с изменением частоты циклического нагружения и предела прочности материалов.

Первая группа материалов

№ п/п	Материал	Частота циклов, ω , Гц	Показатель сопротивления усталости, $\text{tg } \alpha_w$	Напряжение, соответствующие долговечности $N=10^6$ циклов, МПа
1	2	3	4	5
1	Медь	46,7	0,1021	195
2	Медь	100,0	0,1161	105
3	Лантан	46,7	0,1573	63
4	Лантан	100,0	0,2123	42
5	Лантан	233,3	0,3393	22
6	Цинк	46,7	0,2243	29
7	Цинк	100,0	0,2244	31
8	Цинк	233,3	0,6294	10
9	Иттрий	46,7	0,1049	45
10	Иттрий	100,0	0,2229	45
11	Иттрий	233,3	0,1853	106

Вторая группа материалов

12	Висмут	0,033	0,311	2
13	Висмут	1,0	0,1621	7,3
14	Висмут	46,7	0,1400	10
15	Кадмий	0,033	0,3214	
16	Кадмий	1,0	0,2303	20
17	Кадмий	46,7	0,1274	30
18	Титан ВТ-1-00	46,7	0,2436	130
				170*)
19	Титан ВТ-1-00	100,0	0,1298	180
20	Титан ВТ-1-00	233,3	0,1298	180
21	Никель	46,7	0,1279	104
22	Никель	100,0	0,1260	240
23	Никель	233,3	0,1386	245

* Значение напряжения, отсекаемого левой ветвью кривой усталости или продолжением ее до пересечения с ординатой, соответствующей $N=10^6$ циклов.

ИССЛЕДОВАНИЕ РАБОТОСПОСОБНОСТИ РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА ОСНАЩЕННОГО УПРОЧНЕННЫМИ ПЛАСТИНАМИ ИЗ СВЕРХТВЁРДЫХ МАТЕРИАЛОВ И РЕЖУЩЕЙ КЕРАМИКИ

Пронин А.И.¹, Мыльников В.В.², Чернышов Е.А.²

*Россия, (Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет),¹
Россия. (Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е.Алексеева)²,
mrmynikov@mail.ru*

RESEARCH OF SERVICEABILITY OF THE CUTTING TOOL EQUIPPED HARDENING PLATES FROM SUPERFIRM MATERIALS AND CUTTING CERAMICS

Pronin A.I., Mylnikov V.V., Chernyshov E.A.

In work results of researches of serviceability of cutters from various tool materials are stated at faltering and continuous processing of hard materials. The mechanism of their destruction and wear process is revealed, ways of increase of serviceability of the tool equipped with cutting ceramics and superfirm materials are specified.

Проблеме повышения производительности процессов чистовой и отделочной обработки заготовок лезвийными инструментами посвящено большое количество исследований. Одним из наиболее эффективных путей решения данной проблемы является применение режущих пластин оснащенных режущей керамикой и сверхтвердыми материалами (СТМ). В этой связи к режущему инструменту предъявляются высокие требования по прочности, безотказности его работы в течение заданного периода времени.

Применение режущей керамики и СТМ позволяет повысить скорость резания и качество обработанных поверхностей. Производители инструмента предлагают марки СТМ и режущей керамики с более высокой теплостойкостью и прочностными показателями, что существенно повышает износостойкость этих материалов, особенно в условиях переменных нагрузок и высоких скоростей резания. Однако ограничения по применению такого инструмента существуют и связаны они прежде всего с низкой сопротивляемостью знакопеременному циклическому нагружению. Обработка прерывистых и, особенно, комбинированных поверхностей до сих пор остается малоизученной областью исследований.

Испытания работоспособности инструмента проводили на токарном станке модели 16К20Ф3С32. Заготовкой являлся цилиндр диаметром 90 мм, длиной 420 мм с продольным пазом шириной 8 мм, глубина паза 20 мм. Материал заготовки – закаленная сталь марки ХВГ (HRC 62-65). Заготовка на станке устанавливалась в трехкулачковом патроне и поджималась задним центром. Режим резания: глубина 0,5 мм, подача 0,11 мм/об, скорость резания варьировали, наружное прерывистое точение. Режущие пластины (режущая керамика марки ВОК 60 и сверхтвердые материалы на основе кубического нитрида бора марок томал и киборит) механически закрепляли в державке сечением 25x25 мм обеспечивая геометрию режущей части: $\alpha=7^\circ$; $\gamma=-11^\circ$. Пластина киборита использовалась круглой формы диаметром 7 мм и толщиной 5 мм; пластина томала - квадратной формы с радиусом и размерами 7 x 7 x 4 мм; пластина ВОК-60 - треугольной формы с радиусом и размером стороны (16 мм и высотой 5 мм). Регистрировали путь, пройденный до скола или величину износа по задней поверхности, предельным считали износ 0,4 мм

Для повышения хрупкой прочности и снижения окислительного характера износа применяли упрочнение инструмента. Это оказалось существенным для режущей керамики. Фактор температурного воздействия при отжиге благоприятно сказывался на процессе релаксации внутренних напряжений, сформировавшихся в керамике при размерной обработке пластин у производителя в ходе алмазного шлифования. Это способствует повышению объемной прочности пластины.

Инструменту из сверхтвердых материалов свойственна дефектность поверхностного слоя, связанная с алмазноабразивной размерной обработкой. В силу этого предлагаемые решения по повышению работоспособности инструмента из сверхтвердых материалов носят технологический характер и связаны с термообработкой (для перераспределения напряжений и дислокационной структуры) и с "залечиванием" поверхностного дефектного слоя (путем осаждения металлических слоев).

- От бюджетных моделей микроскопов до моделей с большими камерами
- Автоматическая система настройки и получения изображения
- Уникальная 4-х линзовая конструкция колонны
- Простое и интуитивно понятное программное обеспечение с широким набором базовых программ



XM



LM



SB

OXFORD
INSTRUMENTS

Аналитические приставки для EDS, WDS и EBSD анализа:
INCAEnergy, INCAWave, INCASynergy



X-MAX – новое семейство энергодисперсионных беззотных детекторов с кристаллом площадью 20, 50 или 80 мм²



 **Экситон Аналитик**
аналитическое и лабораторное оборудование

www.exiton-analytic.ru
sales@exiton-analytic.ru
www.tescan.ru

Офис и демонстрационно-методический центр:

195220, Россия, Санкт-Петербург, а/я 26
Гражданский проспект, д. 11
Тел.: +7 (812) 322-58-99
Факс: +7 (812) 322-58-98
Тел. в Москве: +7 (495) 778-42-27

П Р И Б О Р Ы

ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЙ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ
ПОВЕРХНОСТЕЙ, ПЛЕНОК И ПОКРЫТИЙ



Настольный наноиндентер на открытой платформе с нано-скретч тестером, АФМ и оптическим микроскопом

Индентирование [ультра-нано, нано, микро]

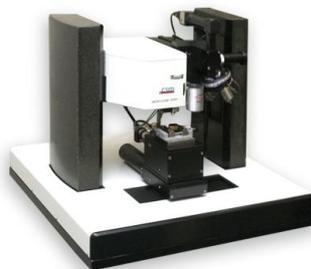
- твердость и модуль упругости
- скрытая и рассеянная энергия деформации
- эластичность
- вязкость разрушения

Модульные приборы на платформах для исследовательских целей

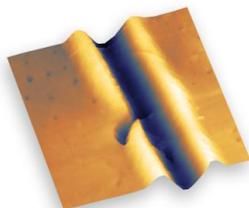
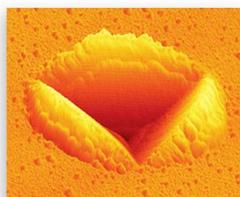
Приборы для контроля качества

Скретч-тест [нано, микро, макро]

- адгезия покрытий
- стойкость к царапанию
- износостойкость
- коэффициент трения



Скретч-тестер на компактной платформе и Revetest



3D Визуализация

- АФМ – Атомно-силовой микроскоп
- ConScan – конфокальный микроскоп
- Оптический микроскоп до x4000

Трибометрия [нано и микро]

- коэффициент трения
- степень износа
- наработка на износ
- фрикционные свойства смазок



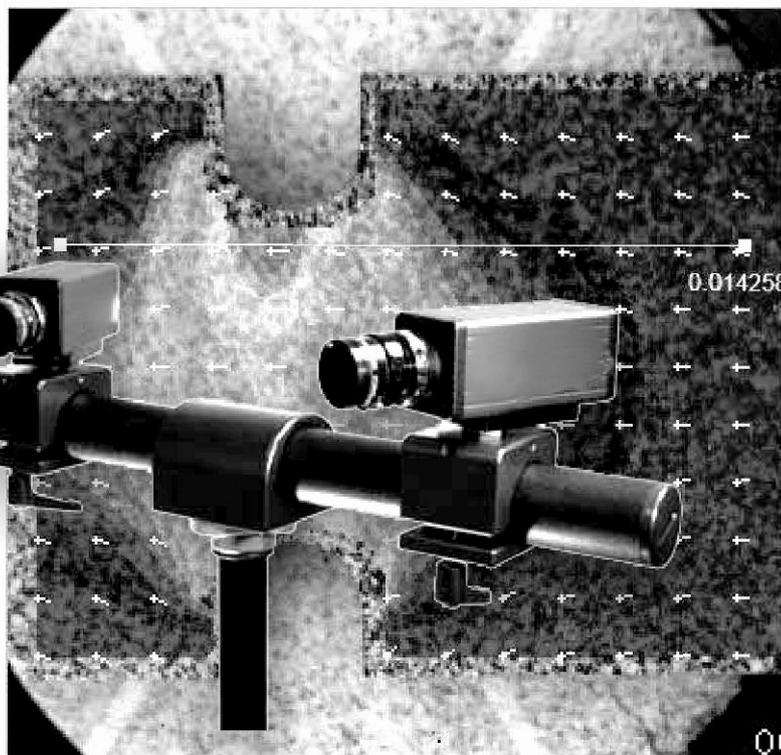
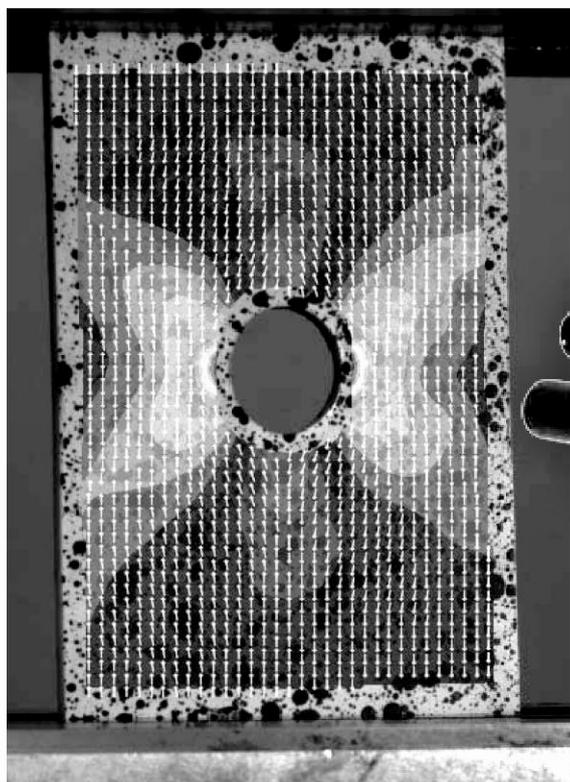
Нано и Микро трибометры



Calotest и Calowear

Измерение толщины покрытий от 0,1 до 50 мкм и анализ степени износа методом шарового истирания

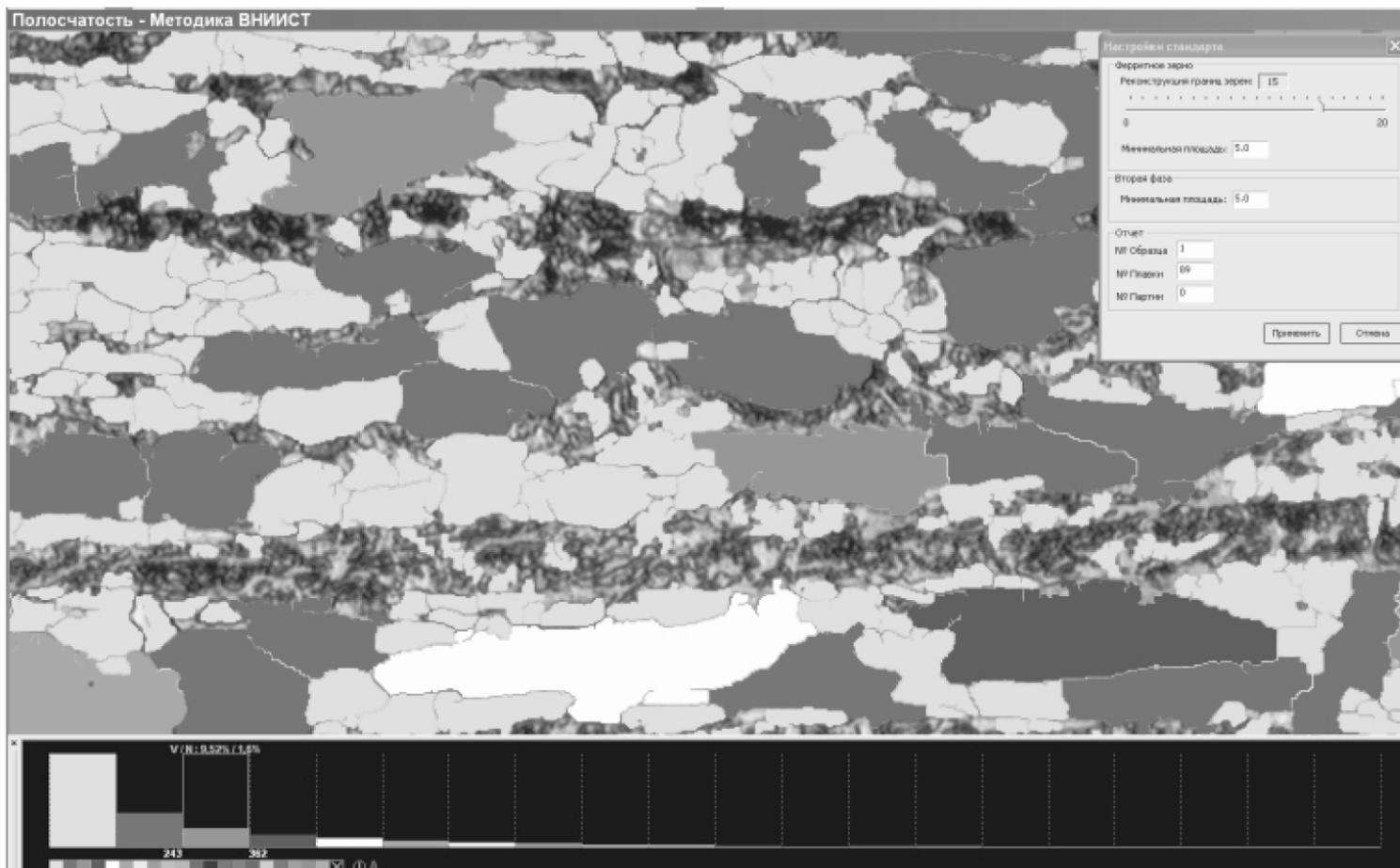
correlated SOLUTIONS



Как визуально и количественно оценить изменение деформации на поверхности образца при испытаниях?

Системы бесконтактного анализа
деформированного состояния
Vic3D

www.novatest.ru



Thixomet - программное обеспечение для анализа металлографических шлифов

Название программного обеспечения Thixomet® происходит от греческих "thixis" (касание) и "metrisi" (измерение), то есть «Измерение в одно касание». Действительно, процедура измерения от захвата изображения до формирования отчета с количественным описанием структуры, выполняется несколькими интуитивно понятными действиями.

Программное обеспечение Thixomet® Pro поддерживает основные методики отечественных и зарубежных стандартов:

- Оценка среднего размера зерна ГОСТ 5639-82, ГОСТ 21073-75, ASTM E1382, ASTM E112, DIN 50 601.
- Оценка загрязненности стали неметаллическими включениями ASTM E1245.
- ГОСТ 1778-70
- ASTM E 45-05, ISO 4967
- Оценка микроструктуры графита в чугунах ISO 945
- ГОСТ 3443-87
- Определение размера перлитных колоний
- Определение процентного соотношения сорбитообразного перлита и пластинчатого
- Оценка металлургического качества жаропрочных никелевых сплавов
- Оценка качества двухфазных титановых сплавов
- Анализ поверхности изломов после испытаний на ударную вязкость
- и другие



BUEHLER



Высококачественные решения для
пробоподготовки и металлографии: отрезные
станки, шлифовально-полировальное
оборудование, прессы для спекания,
микроскопы, системы анализа изображения

www.novatest.ru



Wilson®
Hardness

Reicherter • Wolpert • Wilson



**Высокоточные твердомеры для измерения
твердости по шкалам Виккерса, Роквелла,
Бринелля, от простых экономичных
решений, до автоматизированных систем**

www.novatest.ru



INSTRON

Bluehill



**Высокоточные универсальные
испытательные системы для испытания
различных типов материалов и конструкций,
с современным программным обеспечением**

www.novatest.ru